

# Nd:YAG-Laserstrukturierung in der Silizium-Mikromechanik

Von der Gemeinsamen Fakultät für Maschinenbau und Elektrotechnik  
der Technischen Universität Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig

zur Erlangung der Würde  
eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)  
genehmigte Dissertation

von

Stefan Dauer

aus Bonn

Eingereicht am:	27. Januar 1999
Mündliche Prüfung am:	1. März 1999
Berichterstatter:	Prof. Dr. S. Büttgenbach
Mitberichterstatter:	Prof. Dr. H. Dimigen

1999



## Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Mikrotechnik der Technischen Universität Braunschweig.

An erster Stelle möchte ich mich bei Herrn Prof. Dr. S. Büttgenbach, Direktor des Instituts für Mikrotechnik der Technischen Universität Braunschweig, bedanken, der den entscheidenden Anstoß für diese Arbeit gab und von dem ich stets volle Unterstützung erhielt. Ohne die großzügigen Freiräume, die er mir gestattete, wäre die Durchführung dieser Arbeit nicht möglich gewesen.

Herrn Prof. Dr. H. Dimigen, Direktor des Fraunhofer Instituts für Schicht und Oberflächentechnik in Braunschweig danke ich für die Übernahme des Koreferats und das Interesse an der Arbeit. Herrn Prof. Dr. J. Hesselbach, Direktor des Fraunhofer Instituts Fertigungsautomatisierung und Handhabungstechnik der Technischen Universität Braunschweig danke ich für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Den Mitarbeitern des Instituts für Oberflächentechnik und plasmatechnologische Werkstoffentwicklung der TU Braunschweig danke ich für die Anfertigung der EDX- und WDX-Analysen.

Ferner bedanke ich mich bei all meinen Kollegen des Instituts für Mikrotechnik, die durch fruchtbare Diskussionen und Anregungen und nicht zuletzt auch durch eine gute Arbeitsatmosphäre zu dieser Arbeit beigetragen haben. Mein Dank gilt auch Alexander, Clemens, Falk, Hartmut, Marcus, Michael, Philipp und Till, die im Rahmen Ihrer Studien- und Diplomarbeiten wichtige Beiträge zu dieser Arbeit geleistet haben.

Mein besonderer Dank gilt Axel Ehlert, Axel Schoft sowie Anne-Kathrin Feldhoff für viele hilfreiche Hinweise und kritische Durchsicht des Manuskripts.

Braunschweig, im Dezember 1998





# Inhaltsverzeichnis

<b>Vorwort</b>	<b>V</b>
<b>Kurzfassung</b>	<b>XI</b>
<b>Abstract</b>	<b>XIII</b>
<b>1 Einführung</b>	<b>1</b>
<b>2 Mikrostrukturierung mittels Nd:YAG-Laser: Stand der Forschung</b>	<b>5</b>
2.1 Strukturierung von Silizium mit Nd:YAG-Laserstrahlung . . . . .	5
2.2 Strukturierung von Schichtwerkstoffen . . . . .	7
2.2.1 Gold . . . . .	7
2.2.2 Nickel und Nickel-Legierungen . . . . .	8
<b>3 Anlage zur Nd:YAG-Mikrostrukturierung</b>	<b>9</b>
3.1 Nd:YAG-Laser . . . . .	10
3.2 Erzeugung der Zweiten Harmonischen . . . . .	11
3.3 Güteschalter . . . . .	12
<b>4 Laserstrahlcharakterisierung</b>	<b>15</b>
4.1 Mittlere Leistung . . . . .	17
4.1.1 Einstellung der mittleren Leistung . . . . .	18
4.1.2 Lampenalterung . . . . .	19
4.2 Puls- und Intensitätsmeßsystem . . . . .	20
4.2.1 Intensitätsverteilung . . . . .	21
4.2.1.1 Systemaufbau . . . . .	23
4.2.1.2 Intensitätsmessung des aufgeweiteten Laserstrahls . . . . .	26
4.2.1.3 Intensitätsverteilung im Fokus . . . . .	27
4.2.2 Pulsform . . . . .	29
4.2.2.1 Systemdynamik . . . . .	30

4.2.2.2	Realisierung . . . . .	31
4.2.2.3	Messungen . . . . .	33
<b>5</b>	<b>Strukturieren von Silizium</b>	<b>35</b>
5.1	Absorption . . . . .	35
5.2	Prozeßgrößen zur Ablation von Silizium . . . . .	37
5.2.1	Bestimmung der optimalen Fokusslage . . . . .	38
5.2.2	Pulsfrequenz und Vorschub . . . . .	43
5.3	Ablagerungen . . . . .	45
5.3.1	Stöchiometrische Untersuchungen . . . . .	49
5.3.2	Entfernung von Ablagerungen . . . . .	50
5.3.3	Prophylaktische Maßnahmen . . . . .	57
5.4	Atmosphärische Einflüsse . . . . .	61
5.4.1	Vakuum . . . . .	61
5.4.2	Stickstoff . . . . .	64
5.4.3	Argon . . . . .	66
5.4.4	Helium . . . . .	68
5.4.5	Sauerstoff . . . . .	70
5.4.6	Bewertung des Laserschneidens in definierten Atmosphären . . . . .	72
5.5	Festigkeit . . . . .	72
<b>6</b>	<b>Strukturierung dünner Goldschichten auf Siliziumsubstraten</b>	<b>79</b>
6.1	Ablationsvorgang . . . . .	79
6.2	Einflußgrößen . . . . .	80
6.2.1	Wellenlänge . . . . .	80
6.2.2	Isolationsschichten . . . . .	82
6.2.3	Fluenz . . . . .	83
6.2.4	Strahlparameter . . . . .	85
6.2.5	Vorschub . . . . .	86

<b>7 Einige Anwendungsbeispiele</b>	<b>87</b>
7.1 Beschleunigungssensor . . . . .	87
7.2 Kraftsensor . . . . .	90
7.3 Mikrospiegel . . . . .	91
7.4 Mikroschalter . . . . .	92
7.5 Formgedächtnislegierungen . . . . .	96
<b>8 Diskussion</b>	<b>99</b>
<b>Anhang</b>	<b>111</b>
A Nd:YAG-Mikrobearbeitungsanlage	111
B Pulsspitzenleistung bei 532 nm und 1064 nm	113
C Strahleindringtiefen in Silizium	114
D Bruchgrenze von Silizium	116
Abbildungsverzeichnis	117
Tabellenverzeichnis	119
Verwendete Formelzeichen	120
Literatur	123



## Kurzfassung

Im Rahmen dieser Arbeit wurden Einsatzmöglichkeiten fokussierter Nd:YAG-Laserstrahlung in der Mikromechanik untersucht. Als Strahlquelle kam ein kontinuierlich gepumpter, gütegeschalteter Nd:YAG-Laser zum Einsatz, der in der Lage ist, Wellenlängen von 1064 nm und 532 nm bereitzustellen.

Eine Meßeinrichtung zur Charakterisierung der Laserstrahlung wurde entwickelt. Das Meßsystem ermöglicht die Messung des Intensitätsprofils, sowie eine Darstellung des zeitlichen Pulsverlaufs. Puls-zu-Puls Schwankungen und Spiking des Lasers wurden damit nachgewiesen.

Systematisch wurden Prozeßparameter zum maskenlosen Strukturieren durch direktes Schreiben von Silizium mit Wellenlängen von 1064 nm und 532 nm untersucht und optimiert. Mit der eingesetzten Anlage lassen sich Siliziumwafer mit einer Schnittfuge von ca. 50  $\mu\text{m}$  Breite schneiden. Schneiden von Membranen läßt sich mit 532 nm mit einer Auflösung von ca. 10  $\mu\text{m}$  realisieren. Übliche Verfahren zur Entfernung der Schmelze aus der Schnittfuge und der Ablagerungen auf der Waferoberfläche, wie z. B. der Einsatz von Gasdüsen, zeigten sich als nicht anwendbar. Es wurde daher ein Verfahren entwickelt, das mittels  $\text{Si}_3\text{N}_4$  bzw.  $\text{SiO}_2$ -Schutzschichten die Beschädigung der Waferoberfläche verhindert und die vollständige Entfernung jeglicher Rückstände in einem Ätzschritt in KOH ohne Rückdünnung des Substrats ermöglicht.

Die Ablation von Silizium wurde unter Verwendung verschiedener Atmosphären untersucht. Eine unter Luft unvermeidliche Oxidierung von Schmelze und Ablagerungen wird durch Bearbeiten in inerten Atmosphären verhindert. Es treten in Abhängigkeit der thermischen Eigenschaften des verwendeten Gases allerdings verstärkt Schnittkantenfehler und Oberflächenbeschädigungen auf.

Das Schneiden mittels Laserstrahlung beeinflußt die mechanischen Eigenschaften des Siliziumwafers. In der Schnittfuge erstarrtes Material führt zu höheren inneren Spannungen und zur Reduzierung der Bruchfestigkeit. Durch Entfernen der Schmelze in Kalilauge kann das ursprüngliche Verhalten wiederhergestellt werden.

Neben der Siliziumbearbeitung wurde Gold linienförmig von Silizium abgetragen. Ein selektiver Abtrag ohne den Zusatz reaktiver Medien ist mit einer Wellenlänge von 532 nm realisierbar. Auf diese Weise lassen sich Dünnschichtwiderstände, Leiterbahnen und Kontaktpads auf Siliziumsubstraten herstellen.

Die beschriebenen Verfahren lassen sich gut in übliche Prozeßlinien der Mikrotechnologie integrieren. Darüberhinaus bieten sie gegenüber anisotropen Ätzverfahren aufgrund ihres

kristallrichtungsunabhängigen Wirkmechanismus' zusätzliche Gestaltungsmöglichkeiten für die Entwicklung von Mikrosystemen. Zur Demonstration des Einsatzes der Prozesse zur Lasermikrostrukturierung und ihrer Kombination mit herkömmlichen Verfahren wurden verschiedene Sensoren und Aktoren gefertigt. Ein entscheidender Vorteil schreibender Laserverfahren in der Mikrosystemtechnik ist der Verzicht auf aufwendige lithographische Verfahren. Insbesondere bei der Fertigung von Kleinserien und Prototypen bieten direkt schreibende Laserstrukturierungsverfahren ein enormes Potential zur Kosten- und Zeitersparnis.

## Abstract

In this work, micromachining using a focussed Nd:YAG-laser beam is investigated. The setup used was a continuously pumped, Q-switched Nd:YAG-laser which offers the possibility to generate wavelengths of 1064 nm and 532 nm.

A measuring device was developed to characterize the laser beam. The measuring system allows to measure the intensity profile as well as the pulse progression. This way pulse to pulse variation and spiking of the laser could be visualized and measured.

A systematic investigation and optimization of the processing parameters required for mask-less micromachining of silicon using wavelengths of 1064 nm and 532 nm was carried out. With the apparatus that was employed silicon wafers can be cut with a cutting width of 50  $\mu\text{m}$ . Silicon membranes can be cut at 512 nm and a cutting width of 10  $\mu\text{m}$ . A procedure was developed which, by using  $\text{Si}_3\text{N}_4$  and/or  $\text{SiO}_2$  protective layers, prevents damage to the surface of the wafer but nonetheless enables the complete removal of whatever residues remain via an etching step in KOH without attacking the substrate. The ablation of silicon was investigated in a number of different atmospheres. By working under inert atmospheres, the oxidation of melt and debris which inevitably occurs in air was avoided. The changes of the mechanical properties of the silicon wafer caused by the laser processing have been examined. It was found that the breaking limit was reduced by material which has solidified in the cutting kerf. Removing the melt in KOH etching solution the original properties can be recovered.

Gold was ablated from silicon using a focused Nd:YAG-laser beam. Selective removal, without the use of reactive media, can be carried out at a wavelength of 532 nm. Thin-layer resistors, strip-conductors and contact pads on silicon substrates have been prepared using this technology.

The processes described can be combined with existing micromechanical technologies and can readily be integrated into current production lines. Further, they offer, in contrast to anisotropic etching methods, additional structuring options in the development of microsystems, due to the independence of the mechanism from the crystal plane. A number of sensors and actuators were constructed to demonstrate their applicability to laser microfabrication. A decided advantage of direct Nd:YAG-laser writing methods in microtechnology is that time consuming lithographic methods can be avoided. In particular, direct-scribing laser structuring methods presented in this work are both efficient and economical for the preparation of small lot production and prototypes.





# 1 Einführung

Die Mikrotechnik gründet sich auf Herstellungsverfahren, die im wesentlichen aus Technologien der Mikroelektronik abgeleitet wurden. Diese Verfahren zur Mikrostrukturierung basieren zu einem großen Teil auf Lithographie und Ätztechnik [Büt 91]. Die dafür notwendige Entwicklung und Fertigung der Masken stellt einen erheblichen Kostenfaktor dar und ist mit großem Zeitaufwand verbunden. Trotzdem ist ein wirtschaftlicher Einsatz dieser Technologien gegeben, vorausgesetzt die mikromechanischen Sensoren oder Aktoren werden in großen Stückzahlen gefertigt. In der Mikroelektronik wird diese Bedingung im allgemeinen erfüllt, so daß sich der erhebliche Entwicklungs- und Technologieaufwand rechtfertigen läßt. Mechanische Komponenten erfordern jedoch häufig niedrigere Losgrößen, sei es, weil kundenspezifische Lösungen eines mechanischen Problems gefordert sind, oder auch, weil das Produkt nicht in den Konsumgüterbereich fällt und hohe Stückzahlen von vornherein nicht zu erwarten sind. Nur wenn hohe Stückzahlen, beispielsweise bei Komponenten aus dem Kfz- oder Haushaltsbereich, den Technologieaufwand pro Bauteil extrem verbilligen, oder wenn technische Notwendigkeiten einen hohen Preis rechtfertigen, kann sich ein mittels Lithographie durch *batch processing* hergestelltes mikrotechnisches Produkt auch am Markt durchsetzen.

Somit ergibt sich für die Mikrotechnik die Notwendigkeit, Verfahren losgelöst von der üblichen Maskentechnik zu entwickeln, mit denen sich kostengünstig Mikrosysteme auch in niedrigen Losgrößen fertigen lassen. Ansätze zur Lösung dieses Problems bietet beispielsweise ein hybrider Aufbau von Mikrosystemen. Dadurch sinkt zwar im allgemeinen die Integrationsdichte, aber durch einen einfacheren Aufbau der Einzelkomponenten, die zu einem System kombiniert werden, läßt sich oft auch der technologische Ablauf vereinfachen. Allerdings stellt die Hybridintegration zumeist hohe Anforderungen an die Verbindungs- und Montagetechnik, die aus diesem Grunde sicher in naher Zukunft weiter an Bedeutung gewinnen wird.

Ein anderer Ansatz könnte darin bestehen, die Ursache für den Zeit- und Kostenaufwand zu eliminieren und die lithographischen Verfahren weitgehend durch maskenlose Prozesse zu ersetzen. Geeignet für die maskenlose Mikrostrukturierung sind insbesondere berührungsfrei arbeitende Laserbearbeitungsverfahren. Der Einsatz des Lasers in der mikromechanischen Fertigung ist auf breiter Basis möglich [Met 94], [Erh 93], [Bus 94]:

- Materialabtrag
  - Bohren
  - Schneiden

- Ritzen, Gravieren
  - pyrolytisches-, photolytisches Ätzen
- Materialabscheidung
  - Laser-CVD
  - Laser-PVD
- Fügetechnik
  - Schweißen
  - Löten
- Werkstoffmodifikation
  - Dotieren
  - Tempern
  - strukturelle Veränderung

Es gibt keinen Werkstoff von technischer Bedeutung, der sich nicht mit einem der existierenden Lasertypen bearbeiten ließe. Die notwendige Voraussetzung, die Absorption elektromagnetischer Strahlung, ist bei jedem Stoff zumindest in einem bestimmten Wellenlängenbereich gegeben.

In der Lasermaterialbearbeitung haben sich im wesentlichen drei grundsätzlich verschiedene Lasertypen in jeweils verschiedenen Bereichen etabliert: Der CO<sub>2</sub>-Laser arbeitet mit einer Wellenlänge von 10,2  $\mu\text{m}$ , erreicht Leistungen im kW-Bereich und wird vornehmlich zum Schneiden und Schweißen im Maschinenbau verwendet. Die erreichbare Strukturauflösung ist allerdings durch die hohe Wellenlänge begrenzt, so daß dieser Laser als Werkzeug zur Mikrostrukturierung wenig geeignet erscheint.

Excimerlaser arbeiten im UV-Bereich. Die hohen Photonenenergien lassen sie als sehr geeignet für die Mikrostrukturierung erscheinen. So beschäftigen sich Forschungsaktivitäten im Bereich der Lasertechnik, insbesondere der Mikrobearbeitung derzeit fast ausschließlich mit Excimerlasern. Allerdings lassen sich Excimerlaser aufgrund ihrer Strahleigenschaften nur schlecht fokussieren, so daß Mikrostrukturierung mit hoher Auflösung wiederum nur mit Hilfe lithographischer Methoden realisiert werden kann. Außerdem können sie ausschließlich im gepulsten Modus betrieben werden. Typische Repetitionsraten liegen zwischen 10 und 100 Hz, so daß direkt schreibende Verfahren, berücksichtigt man eine notwendige, je nach Bearbeitungsart mehr oder weniger große Mindestüberdeckung der fokussierten Pulse, wegen des erheblichen Zeitaufwandes unwirtschaftlich sind. Die Investitions- und auch

die Betriebskosten sind bei Excimerlasern wesentlich höher als bei Nd:YAG- oder bei CO<sub>2</sub>-Lasern, so daß trotz großer Forschungsanstrengungen eine breite Akzeptanz in der Fertigung bisher ausgeblieben ist. Der Excimerlaser bleibt vorerst die teure Lösung für Spezialanwendungen.

Der Nd:YAG-Laser bietet Vielseitigkeit und Flexibilität bei niedrigen Kosten. Neben der Grundwellenlänge von 1064 nm lassen sich mit Hilfe nichtlinearer Kristalle Wellenlängen von 532 nm, 355 nm und 266 nm erzeugen. Mit der Frequenzvervielfachung minimiert sich auch der beugungsbegrenzte Fokus. Auf diese Weise werden Spotdurchmesser von unter 10  $\mu\text{m}$  erreicht. Damit läßt sich der Nd:YAG-Laser für die Bearbeitung einer Vielzahl von Werkstoffen bezüglich ihrer Absorptionseigenschaften adaptieren. Außerdem erreicht man mit dem Einsatz im UV-Bereich Photonenenergien von bis zu 4,7 eV, mit denen sich Molekülbindungen vieler Stoffe direkt aufbrechen lassen. Nd:YAG-Laser können kontinuierlich oder gepulst betrieben werden, auch ein Riesenpulsbetrieb mit Pulsspitzenleistungen von mehreren Gigawatt ist möglich. Mittels Kopplung der longitudinalen Moden lassen sich Pulse im Pikosekundenbereich realisieren. In der Laserforschung arbeitet man derzeit an der Serienreife von Nd:YAG-Pulslasern im 100-Femtosekundenbereich. Mit Pulsenergien von 1 mJ können auf diese Weise Pulsspitzenleistungen von 10 MW erreicht werden. Die Strahlung eines Nd:YAG-Lasers läßt sich mittels Lichtwellenleiter geräteunabhängig auch an schwer zugängliche Stellen leiten.

Es ist erstaunlich, daß sich in der Mikrotechnik auf Basis dieses effizienten Werkzeugs bis heute keine Fertigungsverfahren als Standardprozesse etablieren konnten. In dieser Arbeit soll der Frage nachgegangen werden, auf welche Weise sich direkt schreibende Laserbearbeitungsverfahren in der Mikrotechnik wirkungsvoll einsetzen lassen. Im Vordergrund steht dabei die Bearbeitung von Silizium, das als Basiswerkstoff der Mikrotechnik im allgemeinen als Bulkwerkstoff oder in Form dünner Membranen das mechanische Gerüst mikromechanischer Komponenten darstellt. Sensorische bzw. aktorische Effekte von Mikrosystemen werden häufig durch Funktionsschichten realisiert. Es stellt sich die Frage, ob sich metallische Schichten mittels direkt schreibender Laserstrahlung ohne Hinzunahme reaktiver Medien auf Siliziumsubstraten strukturieren lassen und so die Erzeugung von Dünnschichtwiderständen, Leiterbahnen oder Elektrodenflächen ermöglichen. Eine mikromechanische Fertigung allein auf Basis fokussierter Laserstrahlung erscheint allerdings als nicht realisierbar. Man wird beispielsweise nicht auf die Herstellung von Siliziummembranen mittels anisotropem Ätzen verzichten können. Daher ist es für die zu entwickelnden Laserprozesse unabdingbar, daß sie sich in bestehende Prozeßlinien konventioneller Technologien integrieren lassen.



## 2 Mikrostrukturierung mittels Nd:YAG-Laser: Stand der Forschung

Wichtigster Werkstoff für die Herstellung mikromechanischer Systeme ist einkristallines Silizium, sowohl wegen seiner sehr guten mechanischen und elektrischen Eigenschaften als auch wegen der Tatsache, daß eine Vielzahl von Bearbeitungsverfahren der Mikroelektronik für dieses Material entwickelt wurde. Mit Silizium können jedoch nicht alle sensorischen und aktorischen Funktionen realisiert werden. Zum Beispiel ist der piezoelektrische Effekt, der die Grundlage für viele mechanische Sensor- und Aktorfunktionen darstellt, in Silizium nicht vorhanden und muß daher mit Hilfe piezoelektrischer Schichtmaterialien realisiert werden. Auch die Ausnutzung des 'Formgedächtnis'-Effektes in der Aktorik erfordert spezielle Materialien. Dabei setzt die angestrebte Miniaturisierung voraus, daß diese Funktionswerkstoffe als dünne Schichten abgeschieden und strukturiert werden können. Da die Mikrobearbeitung von Silizium und von Schichtwerkstoffen auf Siliziumsubstraten mittels Nd:YAG-Laserstrahlung noch nicht umfassend systematisch untersucht worden ist, sind nur wenige Veröffentlichungen auf diesem Gebiet zu finden. Im Folgenden werden daher auch Arbeiten berücksichtigt, die sich auf andere Lasertypen beziehen, deren Wellenlänge in Bereichen liegen, die auch mit Nd:YAG-Lasern erreicht werden können. Im Einzelfall muß geprüft werden, inwieweit die Ergebnisse auf Nd:YAG-Laserbearbeitung übertragen werden können.

### 2.1 Strukturierung von Silizium mit Nd:YAG-Laserstrahlung

Minami et al. [Min 93] untersuchten einen Trockenätzprozeß mit HCl als reaktives Prozeßgas und einem kontinuierlich gepumpten Nd:YAG-Laser mit Frequenzverdopplung. Dieser pyrolytische Prozeß läßt  $\text{SiCl}_4$  entstehen,  $\text{H}_2$  wird frei. Problematisch an diesem Prozeß ist, daß HCl Metalle stark angreift, so daß auf dem Wafer befindliche Funktionsschichten unter Umständen zerstört werden. Ähnliches Verhalten zeigten Prozesse mit  $\text{SF}_6$  bzw.  $\text{NF}_3$  als Reaktanden. Bei  $\text{CF}_4$  fand kein Abtrag statt. Es wird vermutet, daß  $\text{CF}_4$  durch die einwirkende Strahlung nicht zerlegt wird.

M. Müllenborn et al. [Mül 96a] diskutieren das Bearbeiten von Silizium mit Argon-Ionenlaserstrahlung in einer Chloratmosphäre. Siliziumschmelze hat dabei eine Ätzrate von  $10^5 \mu\text{m}^3/\text{s}$ . Sie liegt um Größenordnungen höher als die von einkristallinem Silizium, wodurch es möglich ist, nahezu selektiv zu strukturieren. Die Schnittbreite ist vor allem abhängig von der mittleren Leistung. Die Abtragstiefe ist eine Funktion der Vorschubgeschwindigkeit und des Gasdrucks. Die Abtragstiefe liegt bei Vorschubgeschwindigkeiten von

5 mm/s und einem Chlorgasdruck von 400 mbar bei 1  $\mu\text{m}$ .

M. Müllenborn et al. [Mül 96b] beschreiben außerdem die Herstellung von Masken zum reaktiven Ionenätzen von Silizium. Dabei wird eine Polysiliziumschicht mit Laserstrahlung strukturiert, die auf einem oxidierten Wafer abgeschieden wurde. In einem nachfolgenden Ätzprozeß werden die freigelegten Oxidflächen entfernt. Der sich anschließende RIE-Prozeß legt die Mikrostrukturen entsprechend der gefertigten Maske frei. Durch entsprechende Wahl der Maskenstärke lassen sich auch gezielt dreidimensionale Mikrostrukturen herstellen.

Die photolytische Bearbeitung von Silizium erfolgt im allgemeinen unter Hinzunahme halogenhaltiger Moleküle. Voraussetzung ist eine für die Zerlegung der Moleküle ausreichende Absorption der Laserstrahlung. Treyz et al. [Tre 89] haben n-dotiertes Silizium mit den 350-360 nm Linien eines  $\text{Ar}^+$ -Lasers bearbeitet. Chlor wird durch die Absorption von Lichtenergie zerlegt und reagiert mit Silizium zu  $\text{SiCl}_2$ . Fluor dagegen hat einen relativ kleinen Atomdurchmesser von  $r_A = 0,672 \text{ \AA}$ , daher können Fluor-Atome problemlos in interatomare Lücken aller Si-Ebenen eindringen. Daher vermuten Treyz et al. einen isotropen Ätzverlauf für Fluorgase. Ähnliche Ergebnisse sind wegen der gleichen Wellenlänge für einen frequenzverdreifachten Nd:YAG-Laser (355 nm) zu erwarten.

Auch die Kombination naßchemischer Ätzprozesse mit Laserstrahlung wurde untersucht. Alavi et al. [Ala 92], [Ala 93] haben einen Zweischrittprozeß entwickelt: Mittels Laserstrahlung wird lokal begrenzt das Siliziumkristallgitter zerstört. In einem nachfolgenden naßchemischen Ätzprozeß werden die zerstörten Bereiche und Teile des unbeschädigten, kristallinen Werkstoffs soweit geätzt, bis ätzbegrenzende Ebenen den Prozeß stoppen. Auf diese Weise lassen sich Geometrien erzeugen, die wegen der Anisotropie des Siliziums mit konventionellen Ätzverfahren nicht hergestellt werden können.

Bunkin et al. [Bun 85] haben unter Verwendung einer Nd:YAG-Strahlquelle bei einer Wellenlänge von 1064 nm Silizium mit Hilfe von NaOH pyrolytisch bearbeitet. NaOH ist transparent für 1064 nm, so daß das Silizium direkt erwärmt wird. Es konnten verschiedene Geometrien, insbesondere Sacklöcher, durchgehende Löcher und Reliefs, letztere mittels Interferenzstreifen, erzeugt werden.

Direkt schreibendes Bearbeiten von Silizium wurde von folgenden Autoren untersucht: Ederer et al. [Ede 96] beschreiben das Schneiden und flächige Abtragen von Silizium mit einem gütegeschalteten kontinuierlich gepumpten Nd:YAG Laser bei 1064 nm. Sie fanden eine Abhängigkeit der Rauheit der Schnittfläche vom Vorschub und der mittleren Leistung. Das Schneiden von Siliziumwafern wird dabei mittels Mehrfachscan durchgeführt. Abtragstiefen liegen je nach Prozeßparameter zwischen 5 und 150  $\mu\text{m}$  pro Scan. Es wurde ein Schnittfugenwinkel von  $10^\circ$  bestimmt.

Dickmann et al. [Dic 95] haben die flächige Tiefenstrukturierung von Silizium untersucht. Dazu wurde ein gütegeschalteter Nd:YAG Laser mit 90 W mittlerer Leistung eingesetzt. Die Pulsenergien betrugen 3 bis 15 mJ, es wurden Pulsfrequenzen bis 20 kHz eingesetzt. Die Flächenstrukturierung wurde durch nebeneinanderliegende Scans mit einem Überlappungsgrad  $\geq 60\%$  erzielt. Der Tiefenabtrag erfolgte durch Mehrfachscannen. Die Abtragsrate wurde unter Variation von Pulsfrequenz und Pumplampenstrom untersucht. Für kleine Pulsraten konnte kein Einfluß der Laserleistung auf die Abtragsrate festgestellt werden. Erst bei mittleren Frequenzen nimmt die Abtragsrate mit steigender Laserleistung zu. Die Bildung von Rissen wurde nicht festgestellt.

Ludwig et al. [Lud 98] beschreiben das Schneiden von Silizium mit einem gepulsten Nd:YAG-Laser mit 1064 nm und einer Pulsdauer von 0,2 ms. Die Schmelze wird mit Argon bei einem Druck von 4 bis 8 bar ausgetrieben. Ferner wird das direkte Schreiben einer SiO<sub>2</sub>-Maske durch Nd:YAG-Laserstrahlung vorgestellt. Dazu wurde auf Silizium ein thermisches Oxid von 1 bis 1,5  $\mu\text{m}$  Stärke erzeugt und mit 532 nm und 1064 nm selektiv von Silizium abgetragen. Nachfolgend wurden durch Ätzen des maskierten Siliziums in KOH Strukturen hergestellt. Welcher physikalische Effekt für den selektiven Abtrag des für die verwendeten Wellenlängen transparenten Siliziumoxid genutzt wird, findet keine Erwähnung. Darüberhinaus beschreiben sie das weitgehend aus [Ala 92], [Ala 93] bekannte Ätzen von Silizium in KOH nach erfolgter Zerstörung der Kristallstruktur.

## 2.2 Strukturierung von Schichtwerkstoffen

### 2.2.1 Gold

Aufgrund seiner hohen Inertheit läßt sich Gold nur schwierig bearbeiten. Konservative Methoden naßchemischer Goldstrukturierung sind Königswasser (HCl:HNO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O) oder ein KI-I<sub>2</sub>-Gemisch. Diese Möglichkeiten befriedigen nicht, da sich eine selektive Mikrostrukturierung aufgrund dieser aggressiven Chemie diffizil gestaltet. Die optischen Eigenschaften von Gold bezüglich Laserbearbeitung sind günstiger als die vieler anderer Metalle. Die Plasmaxwellenlänge von Gold beträgt etwa 550 nm, Gold zeigt daher bei Verwendung eines frequenzverdoppelten Nd:YAG-Lasers wegen seiner günstigen Absorption ein gutes Einstechverhalten. Die hohe Wärmeleitfähigkeit erfordert in jedem Fall eine Bearbeitung mit kurzen Pulsen. Pérez et al. [Per 92] haben die Ablation von Gold mit Nd:YAG-Laserstrahlung von 532 nm und 355 nm Wellenlänge untersucht. Danach ist die Ablationsrate linear abhängig von Fluenz und Pulsrate. Sie liegt deutlich über der Ablationsrate vergleichbarer mit Excimerstrahlung durchgeführter Prozesse. Dies bedeutet, daß außer den üblichen Prozeßgrößen wie Pulsleistung, Pulsdauer, Pulsrate, Wellenlänge etc. noch andere Größen wichtig sind, die

im allgemeinen nicht betrachtet werden, wie zum Beispiel Strahlform, Polarisation, Strahlqualität etc. Die Art des Ablationsprozesses ist noch nicht genau geklärt. Pérez et al. haben allerdings das Vorliegen einer Ablationsschwellenfluenz festgestellt, ein Indiz für einen thermisch basierten Prozeß.

### **2.2.2 Nickel und Nickel-Legierungen**

Nickel als Funktionswerkstoff ist vor allem im Bereich der Aktorik zu finden. Nickel wird dort als Widerstandsmaterial zur Realisierung von Thermoaktoren eingesetzt. Neben diesen reinen Nickelschichten kommen Nickel-Titanverbindungen als Formgedächtnislegierungen zum Einsatz. Wegen der hohen Reflektivität der meisten Metalle im IR- und im sichtbaren Bereich des Lichts lassen sich diese nur schwierig mit Nd:YAG-Laserstrahlung bearbeiten. Es ist allerdings bezüglich der Lasermikrostrukturierung keine Literaturquelle bekannt, die systematisch Möglichkeiten untersucht, diese Probleme zu umgehen. Üblicherweise werden reflexmindernde Oberflächenbehandlungen vorgesehen: beispielsweise durch Aufrauen oder Texturierung der Oberfläche, oder mittels Einführung hochabsorbierender Deckschichten. Haferkamp et al. [Haf 98] haben die Herstellung von Bohrungen mit einem Nd:YAG-Laser in Nickel-Titandrähte untersucht. Es wurde eine Abhängigkeit des Materialabtrags von der Pulsenergie festgestellt. Der Prozeß verursachte jedoch Schmelzrückstände an den Schnittkanten, die den Prozeß für Anwendungen in der Mikrotechnik ungeeignet erscheinen lassen.



### 3 Anlage zur Nd:YAG-Mikrostrukturierung

Die Strukturierung mit fokussierter Nd:YAG-Laserstrahlung auf dem Gebiet der Mikromechanik wurde bisher nur in Ansätzen verfolgt. Da es bislang keine Standardanwendungen in der Fertigung gibt, besteht kein Markt für entsprechendes Equipment. Es mußte zunächst eine Anlage zur Mikrostrukturierung konzeptioniert und ein industrieller Partner für Entwicklung und Realisierung der Anlage gefunden werden. Folgende grundsätzliche Anforderungen wurden für die geplanten Aufgaben von Silizium- und Dünnschichtstrukturierung entwickelt:

- Nd:YAG-Laserstrahlquelle mit Wellenlängen von 1064 nm zur Bulk-Siliziumbearbeitung sowie 532 nm zur Siliziummembran- und Dünnschichtstrukturierung
- Pulsbetrieb, Pulsfrequenz im kHz-Bereich
- Pulsspitzenleistung größer als  $10^8 \text{ W/cm}^2$
- Fokussierbarkeit auf  $50 \text{ }\mu\text{m}$  ( $\lambda = 1064 \text{ nm}$ ) bzw.  $10 \text{ }\mu\text{m}$  ( $\lambda = 532 \text{ nm}$ )
- programmierbarer 3-Koordinatenbearbeitungstisch mit 100 mm Verfahrensweg in Bearbeitungsrichtung und 5 mm in Strahlrichtung bei  $1 \text{ }\mu\text{m}$  Auflösung
- programmierbare Tischgeschwindigkeit von 0,1 bis 100 mm/s
- geschlossene Strahlführung: Laserschutzklasse 1

Die Firma EXITECH Ltd. (Oxford, UK) befaßt sich vornehmlich mit der Produktion von Mikrobearbeitungsanlagen, die mit Excimerlasern ausgerüstet sind. In Zusammenarbeit mit der Firma B.M.I., Hersteller von Nd:YAG-Lasern (Evry, F), wurde eine Nd:YAG Anlage realisiert, die den gestellten Anforderungen entspricht. Die Mikromaterialbearbeitungsanlage besteht aus einer Nd:YAG-Strahlquelle, einer Strahlführungs- und -formungseinheit, einem programmierbaren 3-Achsen-Bearbeitungstisch, einer CCD-Kamera zur Prozeßbeobachtung sowie aus einer Steuerungs- und Versorgungseinheit (s. Abbildung 1). Für die vorgesehenen Untersuchungen wurde das System am Institut um eine evakuierbare Probenkammer zur Prozessierung in abgeschlossenen Gasatmosphären und im Vakuum erweitert. Darüber hinaus wurde im Rahmen dieser Arbeit das Meßsystem PIC (Puls und Intensitätscharakterisierung) entwickelt, das eine Darstellung des Intensitätsprofils sowie eine zeitliche Charakterisierung der Laserpulse erlaubt. Im Folgenden werden kurz die wichtigsten Komponenten der verwendeten Laserstrahlquelle beschrieben.

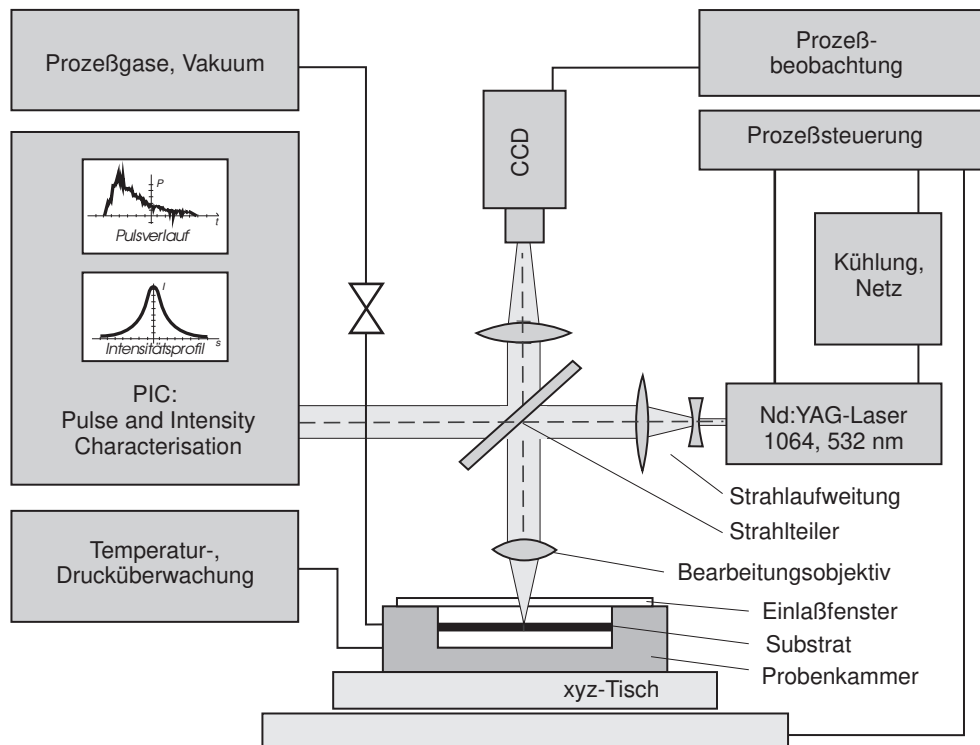


Abbildung 1: Aufbau der Laserbearbeitungsanlage

### 3.1 Nd:YAG-Laser

Die verwendete Nd:YAG-Strahlquelle ermöglicht das Prozessieren mit der Nd:YAG-Grundwellenlänge (1064 nm) sowie der Zweiten Harmonischen (532 nm). Den Resonatoraufbau für 1064 nm zeigt Abbildung 2:

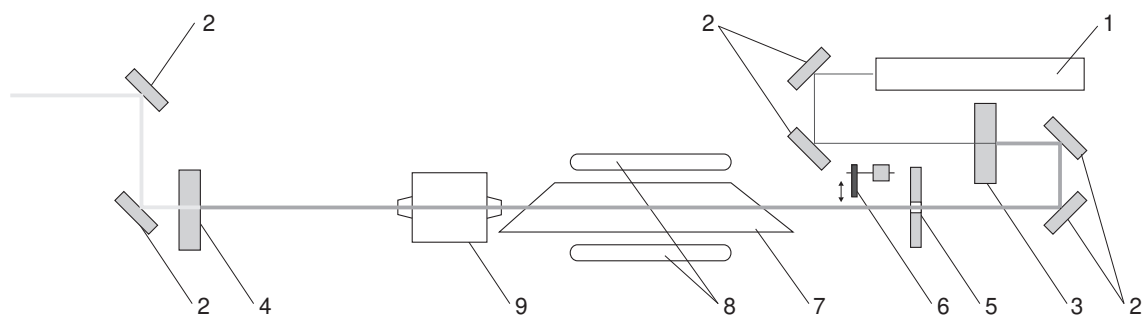


Abbildung 2: Resonator, eingerichtet für 1064 nm

Die Resonatorstrecke besteht aus dem Endspiegel (3), Umlenkspiegeln (2), der Modenblende (5), einem Verschluß (6), dem Nd:YAG-Kristall (7), dem akustooptischen Güteschalter (9) und dem Auskoppelspiegel (4). Der Kristall wird durch zwei Bogenlampen (8) kontinuierlich gepumpt. Zur Resonatorjustage steht ein Helium-Neon-Laser zur Verfügung (1). Das

Resonatorkonzept erlaubt den Betrieb im CW-Mode und im gütegeschalteten Mode. Der Resonator ist für Pulsfrequenzen von 1...20 kHz konzipiert.

Die ausgekoppelte Wellenlänge läßt sich durch Veränderung des optischen Aufbaus halbieren (Abbildung 3).

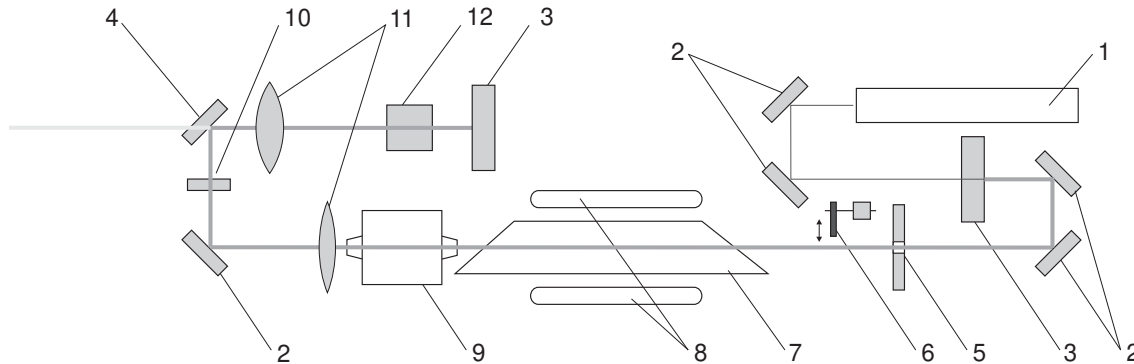


Abbildung 3: Resonator, eingerichtet für 532 nm

Der Resonator besteht dann aus zwei Endspiegeln (3). Er wird um eine  $\lambda/2$ -Platte (10), einen 45°-Auskoppelspiegel (4), ein Teleskop (11) sowie den frequenzverdoppelnden KDP\*-Kristall (12) erweitert. Im 532 nm-Betrieb kann der Resonator ausschließlich gütegeschaltet betrieben werden. Jeder Wechsel der Wellenlänge des Lasers erfordert eine exakte Neujustage des Resonators. Dabei ist das Intensitätsprofil ideal gaußförmig einzustellen, um eine optimale Auflösung zu erreichen und Abbildungsfehler zu minimieren.

## 3.2 Erzeugung der Zweiten Harmonischen

Zur mathematischen Beschreibung der Verdopplung der Frequenz der Laserstrahlung, der Erzeugung der Zweiten Harmonischen, sind die im Rahmen der geometrischen Optik getroffenen Vereinfachungen nicht hinreichend. Für die Polarisation elektromagnetischer Felder gilt [Hec 89] allgemein:

$$P = \epsilon_0(\chi E + \chi_2 E^2 + \chi_3 E^3 + \dots) \quad (1)$$

Bei Auftreffen einer Lichtwelle mit  $E = E_0 \sin \omega t$  auf ein Dielektrikum ergibt sich damit:

$$\begin{aligned} P &= \epsilon_0 \chi E_0 \sin \omega t + \epsilon_0 \chi_2 E_0^2 \sin^2 \omega t + \epsilon_0 \chi_3 E_0^3 \sin^3 \omega t + \dots \\ &= \epsilon_0 \chi E_0 \sin \omega t + \frac{\epsilon_0 \chi_2}{2} E_0^2 (1 - \cos 2\omega t) + \frac{\epsilon_0 \chi_3}{4} E_0^3 (3 \sin \omega t - \sin 3\omega t) + \dots \end{aligned} \quad (2)$$

Die Erscheinungen der linearen Optik können ausreichend durch den ersten Term in Gleichung (2) angenähert werden, da nur geringe Feldstärken auftreten. Effekte der nichtlinearen Optik (Pockels-, Kerr-, Raman-, Brillouineffekt, etc.) werden durch die Anteile höherer

Ordnung beschrieben. Der  $\cos 2\omega t$ -Term in (2) entspricht einer Schwingung der elektrischen Polarisierung, die die doppelte Frequenz aufweist, wie die der einfallenden Strahlung. Das abgestrahlte Licht hat eine Komponente mit der Kreisfrequenz  $2\omega$ . Entsprechendes gilt für die Glieder höherer Ordnung mit  $\cos 3\omega t, \cos 4\omega t$ . In isotropen Medien (z.B. Wasser, Glas) folgt die Polarisierung einer Richtungsumkehr des elektrischen Feldes. Die geraden Potenzen von (2) müssen sich also auslöschen. In Kristallen mit Inversionszentrum muß eine Umkehr aller Koordinaten die Beziehung zwischen den physikalischen Größen unverändert lassen. Hier kann demnach zwar keine Frequenzverdopplung der Grundfrequenz stattfinden, jedoch lassen sich ungerade Potenzanteile erzeugen, beispielsweise die der Dritten Harmonischen. Das Fehlen eines Inversionszentrums in einem optischen Kristall ist daher Voraussetzung für die Erzeugung der Zweiten Harmonischen. Eine weitere Voraussetzung ist die Überlagerung der Wellen  $\omega$  und  $2\omega$  durch konstruktive Interferenz. Aufgrund der Dispersion des Lichts im Kristall ist dies nicht zwangsläufig der Fall. Besonders geeignet sind daher Kristalle, deren Brechungsindex für die zu erzeugenden Frequenzen gleich ist. Im Falle des Nd:YAG-Lasers ist das z.B. Kaliumhydrogenphosphat (KDP) [Köc 96].

Da der lineare Suszeptibilitätstensor  $\chi$  viel größer ist, als die Koeffizienten der nichtlinearen Terme, können letztere nur bei sehr starken Feldstärken beobachtet werden [Don 93]. Für eine effektive Frequenzverdopplung ist also eine hohe Lichtintensität im frequenzverdoppelnden Kristall notwendig. Da nur ein geringer Teil der Leistung eines Lasers ausgekoppelt wird, ist die Intensität im Resonator sehr viel höher als außerhalb. Um einen hohen Wirkungsgrad bezüglich der Frequenzverdopplung zu erzielen, ist der Nd:YAG-Laser des IMT mit einer Intracavity-Frequenzverdopplung ausgerüstet. Ferner wird zur weiteren Intensitätssteigerung mit Hilfe des 2:1-Teleskops 12 in Abbildung 3 der Strahldurchmesser im Kristall halbiert.

### 3.3 Güteschalter

Zur Erzeugung von Pulsen hoher Leistung ist es notwendig, die Besetzungsinversion eines Lasers stark zu erhöhen, und damit die Verstärkung des Systems zu vergrößern. Dies ist nur möglich, wenn gleichzeitig durch Herabsetzung der Resonatorgüte die stimulierte Emission verhindert wird. Durch anhaltendes Pumpen erreicht die Besetzungsinversion dann eine wesentlich erhöhte Dichte. Wird in diesem Zustand hoher Besetzungsinversion kurzzeitig eine hohe Güte eingestellt, so entsteht nach kurzer Verzögerungszeit ein lawinenartiger Ausgleichsprozeß. Die erreichte hohe Verstärkung führt dazu, daß im Vergleich zur spontanen Fluoreszenzlebensdauer die Besetzungsinversion in sehr kurzer Zeit vollständig abgebaut wird. Die Steuerung der Resonatorgüte wird dabei mit einem Güteschalter (Q-switch)

durchgeführt. Im Gegensatz zu den in Festkörperlaser auch häufig eingesetzten elektrooptischen Güteschaltern arbeiten akustooptische Güteschalter nicht mit nichtlinearen Effekten der Kristalloptik. Stattdessen werden als optische Komponenten im allgemeinen *fused silica* eingesetzt. Diese Elemente erzeugen bei mechanischer Verformung ein Beugungsgitter. Diese Verformung wird verbreitet mit im Ultraschallbereich angeregten Piezoaktoren erzeugt. Gitterkonstante und Schwingungsweite des optischen Elementes sind proportional der Frequenz und Amplitude der anregenden Ultraschallwelle. An diesem Gitter wird ein einfallender Strahl aufgrund Raman-Nath- oder Bragg'scher Streuung aus seiner ursprünglichen Richtung gelenkt und somit die Resonanz im Laser herabgesetzt, solange die Anregung besteht [Köc 96].

Der akustooptische Güteschalter des verwendeten Nd:YAG-Lasers ermöglicht den gepulsten Betrieb von 1 bis 20 kHz. Die Pulsfrequenz nimmt dabei Einfluß auf Leistungsgrößen und den zeitlichen Ablauf des Laservorgangs. In einem kontinuierlich gepumpten gütegeschalteten Lasersystem wechselt die Besetzungsinversion zyklisch zwischen einem oberen Wert  $n_i$  und einem unteren Wert  $n_f$ . Die Besetzungsinversion  $n$  zu einem Zeitpunkt  $t$  beträgt bei kontinuierlicher Pumprate und spontaner Emission nach [Köc 96]

$$n(t) = (n_f - n_\infty) \cdot e^{-\frac{t}{\tau_f}} + n_\infty, \quad (3)$$

wobei  $n_\infty$  der asymptotische Endwert ist für  $t \gg \tau_f$ . Für Pulsraten  $f = 1/t$  klein gegen  $1/\tau_f$  folgt aus 3:

$$n(t) = (n_f - n_\infty) \cdot e^{-\frac{1}{\tau_f \cdot f}} + n_\infty \quad (4)$$

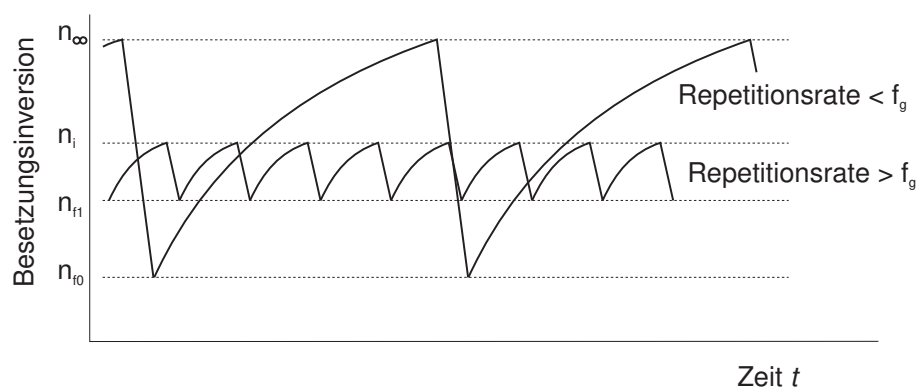


Abbildung 4: Puls-Zeitverlauf eines gütegeschalteten Lasers [Köc 96]

Da die Größe der Besetzungsinversion letztlich den zeitlichen Verlauf des Ausgleichsvorgangs zwischen den Energiebändern und auch die Menge der freigesetzten Photonen bestimmt,

wirkt sich die Pulsfrequenz des Güteschalters im Falle  $f > 1/\tau_f$  sowohl auf die Pulsenergie als auch auf die Pulsspitzenleistung und den zeitlichen Verlauf des Pulses aus. Abbildung 4 zeigt den zeitlichen Verlauf der Änderung der Besetzungsinversion für Repetitionsraten, die größer und kleiner sind als die Grenzfrequenz des Systems. Es wird deutlich, daß die Besetzungsinversion  $n_\infty$  nur erreicht wird, wenn die Repetitionsrate des Güteschalters kleiner ist als die Grenzfrequenz des Systems  $f_g = 1/\tau_f$ . In diesem Fall wird die maximal erreichbare Pulsspitzenleistung bereitgestellt. Bei Zunahme der Pulsfrequenz sinkt die Besetzungsinversion und damit auch die Pulsspitzenleistung.

## 4 Laserstrahlcharakterisierung

Eine erhebliche Anzahl von Einflußgrößen bestimmt die Wechselwirkung zwischen Laserstrahl und Werkstück. Sie lassen sich in die Rubriken Strahlparameter, Werkstoff- und Prozeßgaseigenschaften sowie Anlagenparameter einteilen (Abbildung 5):

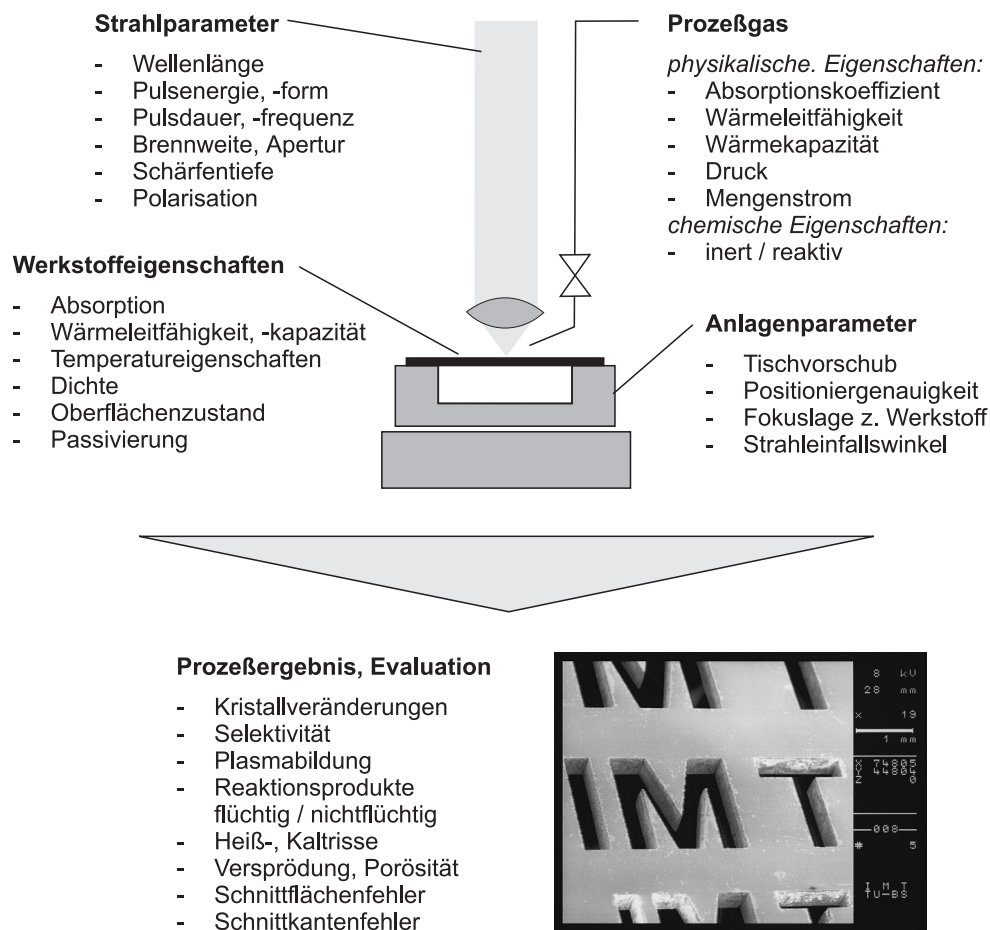


Abbildung 5: Eingangs- und Ausgangsgrößen für die Laserstrukturierung

Für eine genaue Beschreibung des Prozeßverlaufs, eine Differenzierung der Eingangsgrößen anhand des Prozeßergebnisses und eine Prozeßoptimierung müssen die wesentlichen Einflüsse quantitativ erfaßt werden. Dies betrifft insbesondere auch die Kenngrößen des Laserstrahls, die von Herstellern für Laserbearbeitungsanlagen oftmals nur unzureichend angegeben werden.

Bezüglich der Laserbearbeitungsanlage lassen sich variable Stellgrößen, auf die ein direkter Zugriff besteht, von Parametern unterscheiden, deren Größe sich nicht direkt beeinflussen läßt. Diese können Folgegrößen sein oder Größen, die durch die Art der eingesetzten Komponenten festliegen. Als Stellgrößen können bei der in dieser Arbeit eingesetzten Anlage

abgesehen von Resonator- und Strahlführungsjustage ausschließlich folgende Größen unabhängig voneinander gewählt werden:

- Wellenlänge  $\lambda$
- Pulsfrequenz des Güteschalters  $f$
- Pumplampenspannung  $U$
- Fokusslage  $z_{foc}$ ,
- Tischvorschub senkrecht zur Strahlausbreitung
- Objektiv  $O$

Es gibt darüber hinaus Strahlparameter, die von oben genannten Größen sowie auch untereinander abhängig sind und für die Prozeßanalyse entscheidende Bedeutung besitzen. Die Abhängigkeiten dieser zusammengesetzten Strahlgrößen von der Wellenlänge, der Pulsfrequenz, der Pumplampenspannung und der Wahl des Bearbeitungsobjektivs verdeutlicht Tabelle 1:

	$\lambda$	$f$	$U$	$O$	sonstige Abhängigkeit
Strahldivergenz	x				Strahlaufweitung
Auflösung	x		x	x	Intensitätsprofil
Schärfentiefe	x			x	
Pulsdauer		x	x		
Mittlere Leistung	x	x	x		
Maximale Pulsleistung	x	x	x		
Mittlere Pulsenergie	x	x	x		
Intensität	x	x	x	x	

Tabelle 1: *Einflußnahme auf Strahlgrößen*

Man kann davon ausgehen, daß der Materialabtrag wesentlich von Leistungsgrößen, der Strahlgeometrie in der Bearbeitungsebene und dem zeitlichen Pulsverlauf bestimmt wird [Dul 83]. Daher erfordert eine fundierte Prozeßentwicklung zunächst die experimentelle Bestimmung der Zusammenhänge zwischen den direkten Prozeßeinflußgrößen und den Stellgrößen der Anlage. Bezüglich der Strahleigenschaften sind insbesondere die mittlere Leistung und der Pulsleistungsverlauf von Interesse. Daraus lassen sich maximale Pulsleistung und Pulsenergie bestimmen. Die Definition der Grenzen eines Prozeßfensters ist unter anderem



abhängig von Schwankungen der Einflußgrößen. Für die Entwicklung eines Strahldiagnosesystems ergibt sich daraus die Notwendigkeit, Abweichungen der mittleren Leistung und der Pulsleistung sowie Pulsformveränderungen zu bestimmen. Für einen kontinuierlich gepumpten, gütegeschalteten Laser werden nach [Köc 96] folgende prinzipielle Leistungsverläufe erwartet (Abbildung 6): Die mittlere Leistung ist im unteren Bereich proportional zur

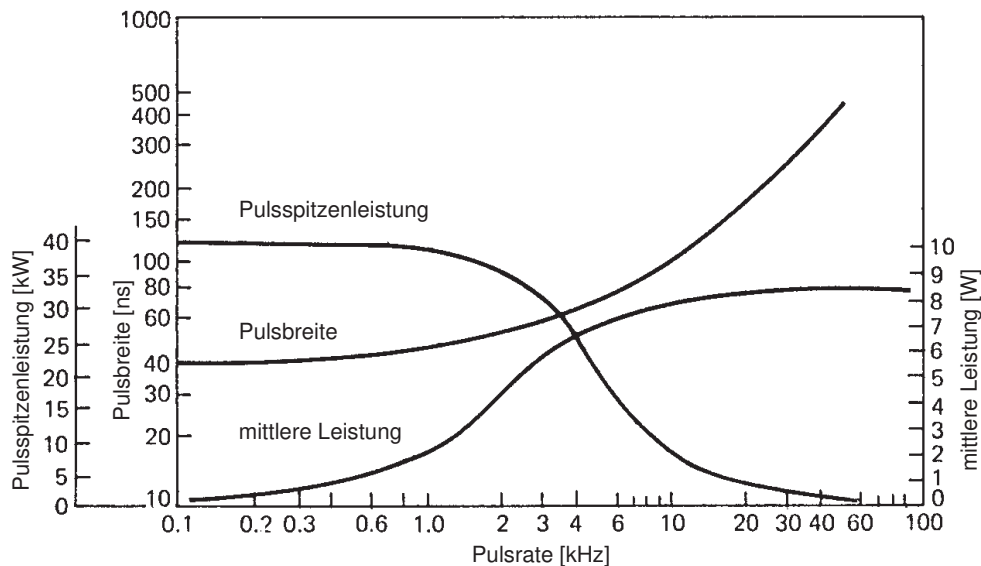


Abbildung 6: Charakterisierung eines gütegeschalteten, CW-gepumpten Nd:YAG-Lasers

angelegten Frequenz des Güteschalters und nähert sich für hohe Frequenzen der Leistung im CW-Betrieb. Die Pulsspitzenleistung hat ihren Maximalwert im unteren Frequenzbereich, hier hat der Laserkristall genügend Zeit, die maximal erreichbare Besetzungsinversion zwischen den Pulsen vollständig wieder aufzubauen (siehe Abbildung 4). Ab einer Grenzfrequenz  $f_g$  fällt die Pulsleistung aufgrund der niedrigeren Besetzungsinversion stark ab, um sich bei hohen Frequenzen asymptotisch der mittleren Leistung anzunähern. Für die Pulsbreite wird eine Zunahme mit steigender Frequenz erwartet.

## 4.1 Mittlere Leistung

Die mittlere Leistung des verwendeten Nd:YAG-Lasers wurde mit einem Thermopile-Volumenabsorber der Firma Gentec bestimmt. Dieser kalibrierbare Sensor ist für einen Wellenlängenbereich von 0,19 bis 10  $\mu\text{m}$  und Intensitäten bis zu 50  $\text{kW}/\text{cm}^2$  geeignet. Das verwendete Gerät hat in Verbindung mit der eingesetzten Meßdatenerfassungskarte eine Auflösung von 4 mW. Wie erwartet, ergibt sich für die mittlere Leistung des Lasers sowohl im infraroten als auch im grünen Betriebsmodus eine starke Abhängigkeit von der angelegten

Pumplampenspannung. Mit zunehmender Pumpleistung erhöht sich die Besetzungsinversion der Energiebänder und damit auch die ausgekoppelte mittlere Strahlungsleistung. Es zeigt sich außerdem vor allem im unteren Frequenzbereich eine Abhängigkeit der mittleren Leistung von der Repetitionsrate des Güteschalters. Dies ist vor allem dafür ein Indiz, daß das System bei niedrigen Frequenzen unterhalb seines maximalen Wirkungsgrades betrieben wird, und bestätigt für das vorliegende System die Angaben aus [Köc 96].

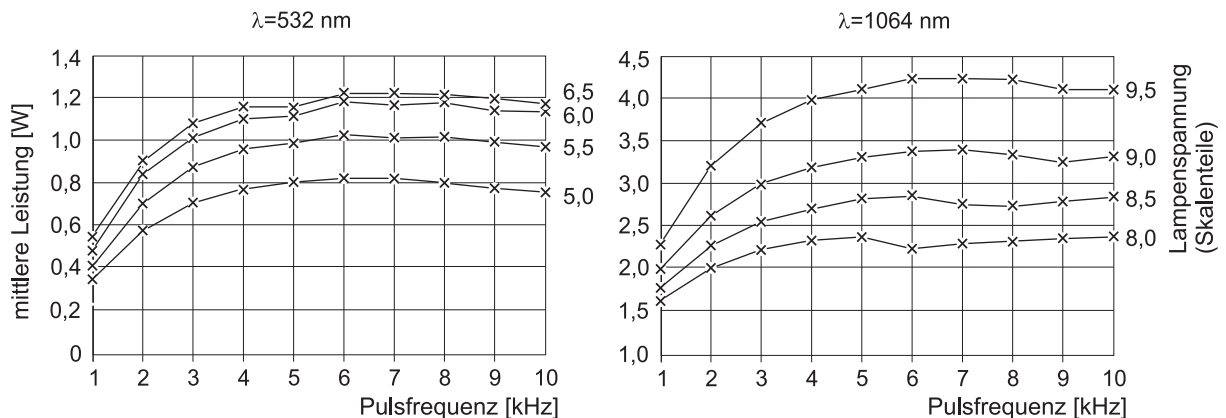


Abbildung 7: Mittlere Strahlungsleistung bei 1064 nm und 532 nm

#### 4.1.1 Einstellung der mittleren Leistung

Selektive Strukturierungsverfahren erfordern eine exakte Einstellmöglichkeit der mittleren Leistung über einen weiten Bereich. Die Pumplampenspannung als Stellgröße ist dazu nicht geeignet, da bei zu geringen Lampenspannungen zunehmend Leistungs- und Energieschwankungen von Puls zu Puls auftreten, die zu unbefriedigenden Strukturierungsergebnissen führen und den Prozeß unkontrollierbar machen. Außerdem wird durch zu geringe Lampenspannung die Lampenalterung beschleunigt. Üblicherweise wird eine Leistungsminderung durch Teilreflexion des Laserstrahls an metallisch verspiegelten Elementen oder durch Leistungsauskopplung mit Anordnungen aus Brewsterplatten und Prismen realisiert. Für das vorliegende System hat sich eine erheblich preiswertere Lösung aus absorbierenden neutralen Dichtefiltern unterschiedlicher Gradation bewährt, die im aufgeweiteten Strahl angeordnet einen Teil der Strahlungsleistung absorbieren. Auf diese Weise läßt sich die mittlere Leistung reproduzierbar in Stufen über einen weiten Bereich bis zu wenigen Milliwatt vermindern. Zwischengrößen werden durch geringe Variation der Lampenspannung erreicht. Abbildung 8 zeigt eine Auswahl von Leistungsverläufen in Abhängigkeit unterschiedlicher Lampenspannungen und Dichtefilter für eine Wellenlänge von 532 nm.

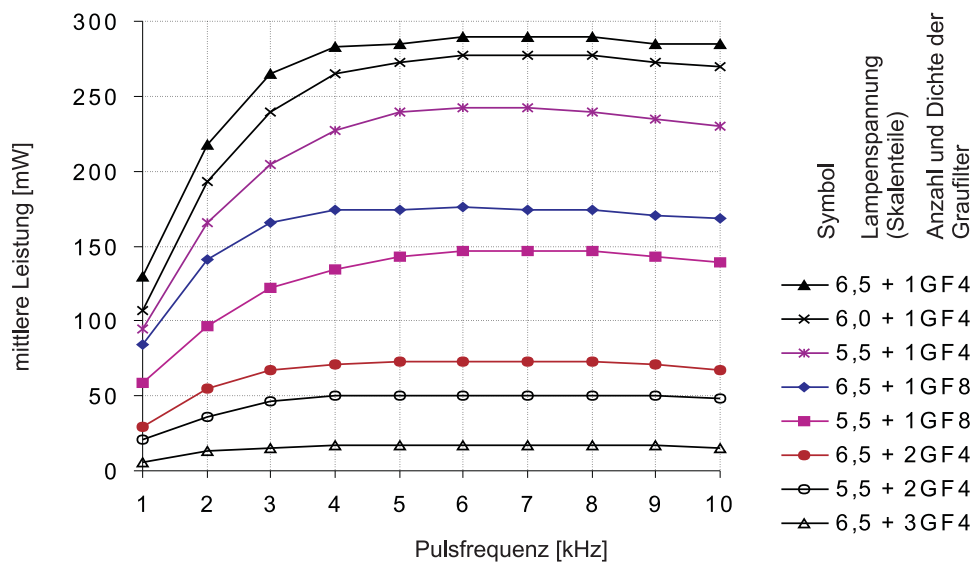


Abbildung 8: Mittlere Leistung bei 532 nm unter Einsatz verschiedener Dichtefilter

#### 4.1.2 Lampenalterung

Die mittlere Leistung ist letztendlich auch abhängig vom Zustand der Pumplampen. Ihre Strahlungsleistung nimmt kontinuierlich ab, da sie vor allem durch Elektrodenabbrand Verschleiß und Alterung unterworfen sind.

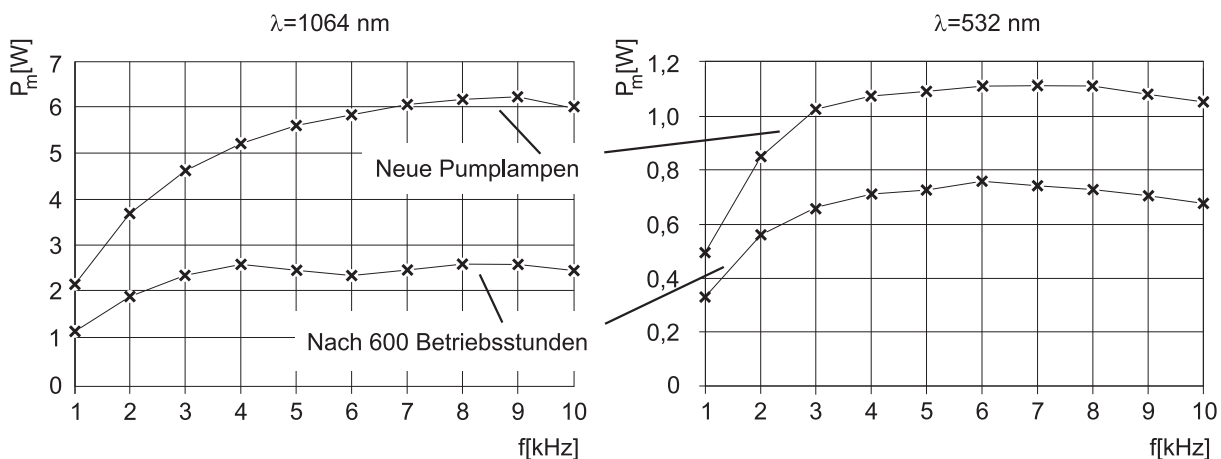


Abbildung 9: Leistungsminderung durch Lampenalterung

Abbildung 9 zeigt den Verlauf der mittleren Laserstrahlungsleistung der verwendeten Strahlquelle für 1064 und 532 nm Wellenlänge in Abhängigkeit der Frequenz des Güteschalters, gemessen mit neuen Pumplampen und nach 600 Betriebsstunden. Auffällig ist in beiden Betriebsmodi ein Einbruch der mittleren Leistung im Bereich von ca. 5-6 kHz. Das

Thermopile-Volumenabsorberprinzip weist aufgrund seiner sehr langen Einschwingzeit ein starkes Tiefpaßverhalten auf. Daher werden Leistungsschwankungen schon mit Frequenzen von 0,1...1 Hz nicht mehr wahrgenommen. Um Aussagen über die Intensitätskonstanz des Strahls in Abhängigkeit der Einflußparameter zu erhalten, sind schnellere Meßmethoden erforderlich. Es bietet sich an dieser Stelle die Messung der Pulsspitzenleistung bzw. des zeitlichen Pulsverlaufs an.

## 4.2 Puls- und Intensitätsmeßsystem

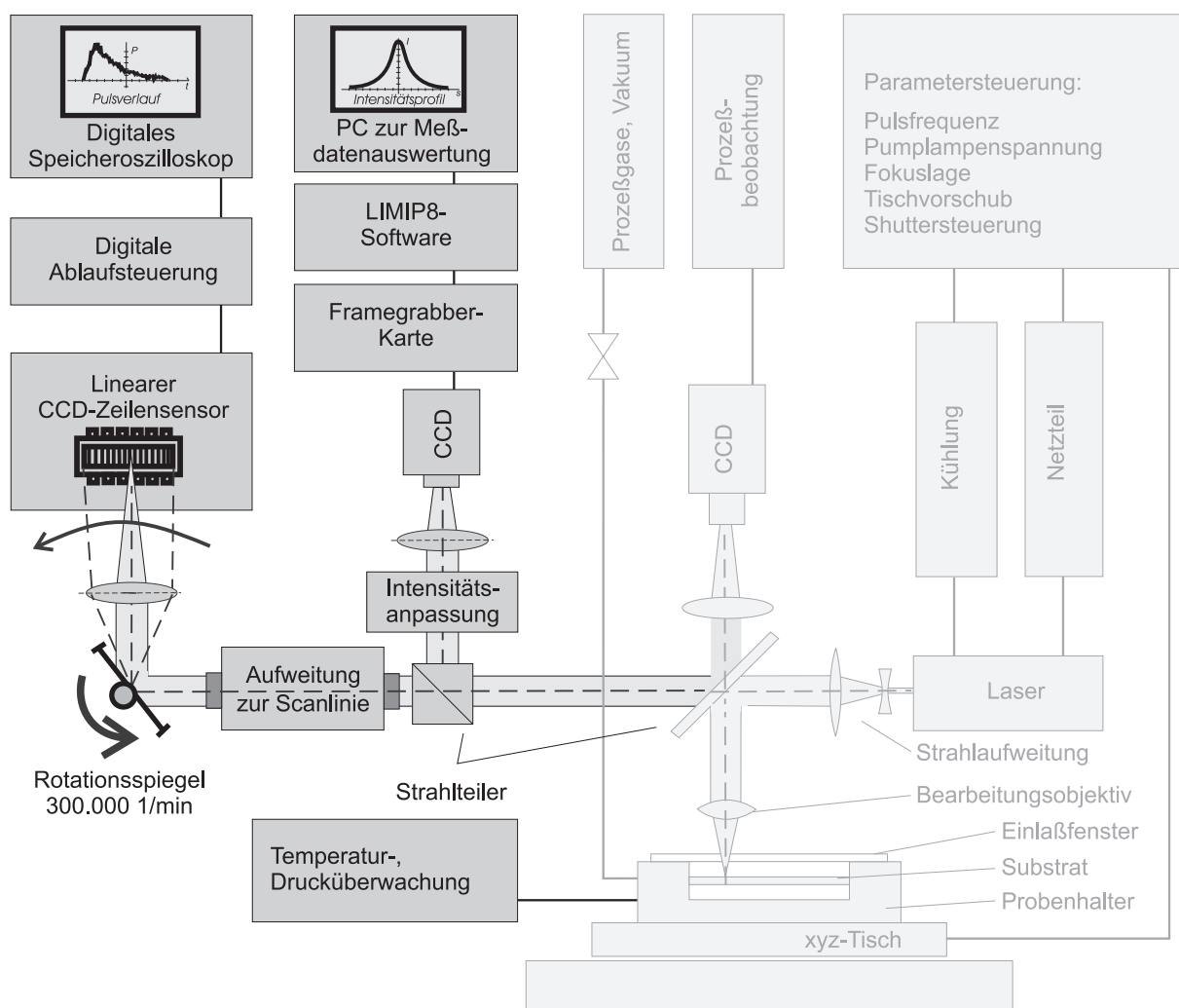


Abbildung 10: Strahlcharakterisierungssystem der Laseranlage

Um die für die Optimierung von Laserbearbeitungsverfahren notwendige Charakterisierung des zeitlichen Pulsverlaufs sowie des Intensitätsprofils der Laserstrahlung durchführen zu können, wurde das Pulse and Intensity Characterisation System (PIC) entwickelt. Den

schematischen Aufbau und die Integration des Meßsystems in die Laseranlage zeigt das Blockbild der Laseranlage (Abbildung 10).

#### 4.2.1 Intensitätsverteilung

Die exakte mathematische Beschreibung des gefalteten Laserstrahlengangs im Resonator ist schwierig und für die Anwendung des Lasers als Strahlwerkzeug von geringem Interesse. Eine Lösung des Brechungsintegrals des elektrischen Feldes innerhalb und außerhalb des Resonators ist der Gaußsche Strahl [Lan 94]. Er erfüllt die notwendige Bedingung, daß die Intensitätsverteilung unabhängig von der Anzahl der Strahlumläufe im Resonator unverändert bleibt. Die transversalen elektromagnetischen Schwingungsmoden ( $\text{TEM}_{xy}$ ) können verschiedene Symmetrieformen annehmen. Die höchste Intensitätsdichte wird im transversalen Grundmode  $\text{TEM}_{00}$  erreicht. Aus diesem Grund werden Moden höherer Ordnung in Materialbearbeitungslasern durch entsprechende Konstruktion des Resonators im allgemeinen vermieden. Die laterale Ausdehnung einer Gaußschen Verteilungskurve ist unendlich groß. Für die Beschreibung von Strahlgrößen wurden daher sinnvolle Definitionen für einen endlichen Strahlradius getroffen. Im Rahmen der Messung von Leistungsgrößen ist der Strahlradius  $w$  definiert als der Radius, bei dem die Amplitude des elektrischen Feldvektors noch  $e^{-1}$  des Maximalwertes bzw. die Intensität  $e^{-2}$  der Maximalintensität beträgt [Köc 96]. Dieser Wert ist selbstverständlich unabhängig von einer visuellen Erscheinung des Strahldurchmessers für das logarithmisch empfindende menschliche Auge und auch von einer Materialablationsschwelle, die je nach Werkstoff variiert. Eine vollständige Erfassung des elektromagnetischen Wellenfeldes der Laserstrahlung und dessen Beschreibung im Zeitbereich ist schon deshalb nicht möglich, da keine Sensoren existieren, die die hochfrequenten elektromagnetischen Wechselfelder im Bereich von  $10^{15}$  Hz von Licht messen können. Es läßt sich nur die resultierende quadratische Größe der elektrischen Feldstärke bestimmen, die als Lichtintensität wahrgenommen wird. Die Gaußsche Intensitätsverteilung ergibt sich in einem im transversalen Grundmode schwingenden System zu [Lan 94]:

$$I(r) = I_0 e^{-\frac{2r^2}{w_0^2}} \quad (5)$$

Dabei ist  $r$  die radiale Koordinate senkrecht zur Strahlausbreitungsrichtung  $z$  und  $w_0$  der Radius der Strahltaile. Ebenfalls aus der Wellengleichung für das elektrische Feld lassen sich zwei weitere wichtige Beschreibungsgrößen für den Strahlenverlauf in Richtung der optischen Achse  $z$  angeben: Der Strahlradius  $w(z)$  ergibt sich mit der Rayleighlänge  $z_R = \sqrt{2}w_0$  zu:

$$w(z) = w_0 \sqrt{1 + \left(\frac{z}{z_R}\right)^2} \quad (6)$$

und der Radius der Wellenfront  $R(z)$  beträgt

$$R(z) = z + \frac{z_R^2}{z}. \quad (7)$$

Für  $z \gg z_R$  geht Gleichung 6 über in

$$w(z) = w_0 \frac{z}{z_R}. \quad (8)$$

Der Strahlradius nimmt also für  $z \gg z_R$  linear zu und hat einen konstanten Öffnungswinkel, der als Strahldivergenz  $\Theta$  bezeichnet wird.

$$\Theta = 2 \arctan \left( \frac{w_0}{z_R} \right). \quad (9)$$

Abbildung 11 verdeutlicht die aufgestellten Beziehungen für den Strahlradius  $w$  und den Krümmungsradius der Wellenflächen  $R$  in Abhängigkeit von der Entfernung von der Strahl-taille.

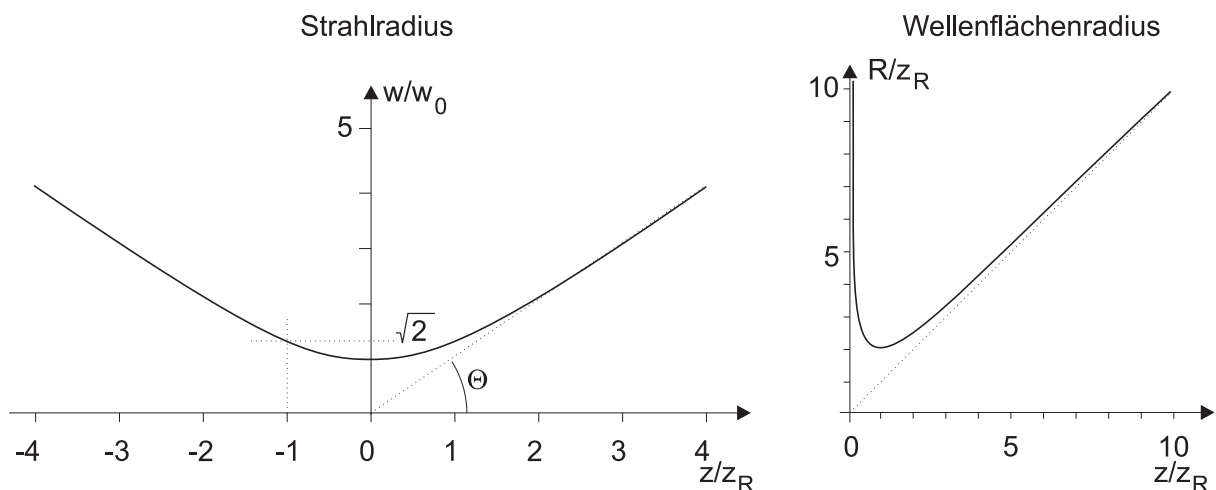


Abbildung 11: *Eigenschaften Gaußscher Strahlen [Lan 94]*

Eine optimale Fokussierung des Laserstrahls ist nur im transversalen elektromagnetischen Grundmode möglich [Hec 89]. Ausschließlich im transversalem Grundmode liegt keine Phasenverschiebung der elektromagnetischen Welle vor, der Strahl ist also vollständig räumlich kohärent. Aus diesem Grund ist der Resonator mit einer Modenblende versehen, die höhermodige Schwingungsanteile auskoppelt. Diese Auskopplung geschieht allerdings nicht ideal. Darüber hinaus ist gerade die Radialsymmetrie der Intensitätsverteilung und die Lage des Intensitätsschwerpunkts abhängig von der Justage des Resonators und der Strahlführungseinheit.

#### 4.2.1.1 Systemaufbau

Das entwickelte Meßsystem PIC ermöglicht die Erfassung und meßtechnische Auswertung des realen Strahlprofils online während der Justage und auch während des Strukturierungsprozesses. Der prinzipielle Aufbau wird aus Abbildung 10 ersichtlich. Zur Aufzeichnung des unfokussierten Laserstrahls wird jener Strahlanteil genutzt, der den unmittelbar vor dem Bearbeitungsobjektiv angeordneten Umlenkspiegel passiert. Auf diese Weise können neben

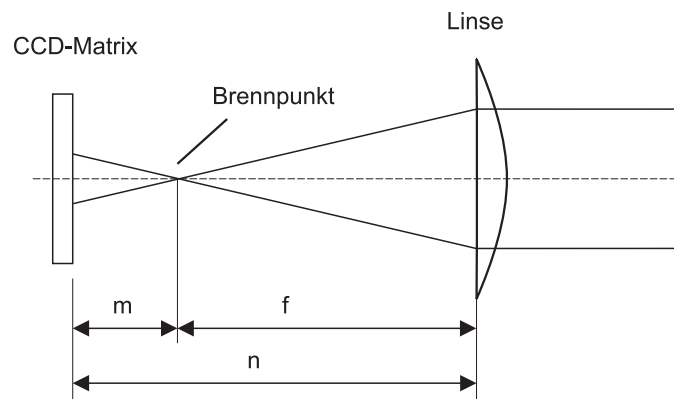


Abbildung 12: Abbildungsverhältnis bei der Intensitätsmessung

Justagefehlern des Resonators auch die Einflüsse der zwischen Laser und Bearbeitungsobjektiv angeordneten Baugruppen zur Strahlaufweitung und Strahlumlenkung aufgedeckt werden. Die Aufgabe der Baugruppe zur Intensitätsanpassung (s. Abbildung 10) besteht darin, einerseits den Meßbereich der aufnehmenden CCD-Kamera voll auszunutzen, andererseits eine Übersteuerung des Sensorelements zu verhindern. Mittels einer plankonvexen Linse wird die Strahlausdehnung der CCD-Matrix angepaßt. Für das Abbildungsverhältnis  $\beta$  gilt nach dem Strahlensatz (s. Abbildung 12):

$$\beta = \frac{m}{f} \quad (10)$$

Die unbekannte Größe  $m$  läßt sich mit bekannter Brennweite  $f$  und meßbarem Abstand  $n$  aus der geometrischen Beziehung  $m = n - f$  eliminieren. Man erhält das Abbildungsverhältnis in Abhängigkeit der meßbaren Größen  $n$  und  $f$ :

$$\beta = \frac{n - f}{f} \quad (11)$$

Bei den vorliegenden Messungen ergibt sich mit einem Abstand von der Hauptebene der Linse zur CCD-Matrix von  $n = 85 \text{ mm}$  und der verwendeten Brennweite  $f = 60 \text{ mm}$  ein Abbildungsverhältnis von  $\beta = 0,417$ , das der Berechnung des Strahldurchmessers aus dem Intensitätsbild zugrunde gelegt wird.

Das Sensorelement ist eine CCD-Matrix, deren spektrale Empfindlichkeit bei 400...1100 nm liegt. In jeder CCD-Zelle wird bei Bestrahlung eine der auftreffenden Intensität proportionale Ladungsmenge erzeugt. Der beim Auslesen der Zellen gewonnene Spannungswert ist somit ein Maß für die auf den Bereich der Zelle gefallene, über den Belichtungszeitraum gemittelte Strahlungsenergie. Dabei ist die Belichtungszeit im Vergleich zur Pulsdauer des Lasers hinreichend groß, so daß auch im gepulsten Laserbetrieb eine Mittelwertbildung der Leistungsdichte gewährleistet ist. Die Spannung  $U_{xy}$  einer Zelle der Fläche  $A_z$  beträgt für die während der Belichtungsdauer  $t_B$  auf die Zelle auftreffende Strahlungsenergie  $E_{xy}$  [Sch 96]:

$$U_{xy} = E_{xy} \cdot A_z \cdot t_B \cdot p_1 \quad (12)$$

Dabei übernimmt der Proportionalitätsfaktor  $p_1$  die schwierig zu erfassenden Einflußgrößen, wie Empfindlichkeit und Wirkungsgrad der Videohardware. Die gesuchte Intensität  $I_{xy}$  eines Pixels berechnet sich mit  $I_{xy} = P_{xy}/A_z$  und  $P_{xy} = E_{xy}/t_B$  zu:

$$I_{xy} = \frac{E_{xy}}{t_B \cdot A_z} \quad (13)$$

Für die Spannung einer Zelle erhält man folglich:

$$U_{xy} = I_{xy} \cdot A_z^2 \cdot t_B^2 \cdot p_1 \quad (14)$$

Die Eliminierung des Proportionalitätsfaktors  $p_1$  und der Belichtungszeit gelingt über Messung der Gesamtstrahlungsleistung und einer Kalibrierung des Systems. Für die Gesamtleistung  $P_{ges}$ , die über die vollständige CCD-Fläche  $A_z$  der  $N$  Zellen abgestrahlt wird, gilt:

$$P_{ges} = A_z \cdot \sum_{i=1}^N I_i(x, y) \quad (15)$$

Gleichung 14 ist für alle Zellen (x,y) gültig, daher folgt sofort:

$$P_{ges} = \frac{1}{A_z \cdot t_B^2 \cdot p_1} \sum_{i=1}^N U_i(x, y) \quad (16)$$

Bei bekannter Zeilenanzahl  $X$  und Spaltenanzahl  $Y$  der CCD-Matrix der Fläche  $b \cdot h$  erhält man schließlich die Leistungsdichte  $L_{xy}$  und damit den Algorithmus, der für die Meßwerterfassung des Intensitätsmeßsystems verwendet wird:

$$L_{xy} = P_{ges} \cdot \frac{U_{xy}}{\sum_{i=1}^N U_i(x, y)} \cdot \frac{X \cdot Y}{b \cdot h} \quad (17)$$

Das Verhältnis der Spannung einer einzelnen Zelle zur Summe aller Spannungen über die Matrix führt also in Verbindung mit der gemessenen Gesamtstrahlungsleistung zur Auflösung



des Intensitätsprofils. Der für eine quantitative Auswertung der Messungen erforderliche lineare Zusammenhang zwischen Intensität und Ladungsmenge ist bei der verwendeten CCD-Kamera für den Gammakorrekturewert  $\Gamma = 1$  gegeben.

Mit einer Framegrabberkarte wird das aufgenommene Intensitätsbild digitalisiert und zur weiteren Verarbeitung im Videospeicher abgelegt. Auf Basis der Speicherarchitektur des 2 MB-Videospeichers sowie der gewählten Bildschirmauflösung von 768x512 Pixel wurden 4 Speicherbänke organisiert. Die Anordnung erlaubt für jede Bank bei einer Größe des aufgenommenen Bildes von 512x512 Pixel die Anzeige eines Statusfeldes von 256x512 Pixel zur Visualisierung der Meßwerte. Abbildung 13 zeigt die Gestaltung der Benutzeroberfläche des Programms mit den Hauptbedienungsfunktionen sowie eine Auswahl von Untermenüs.

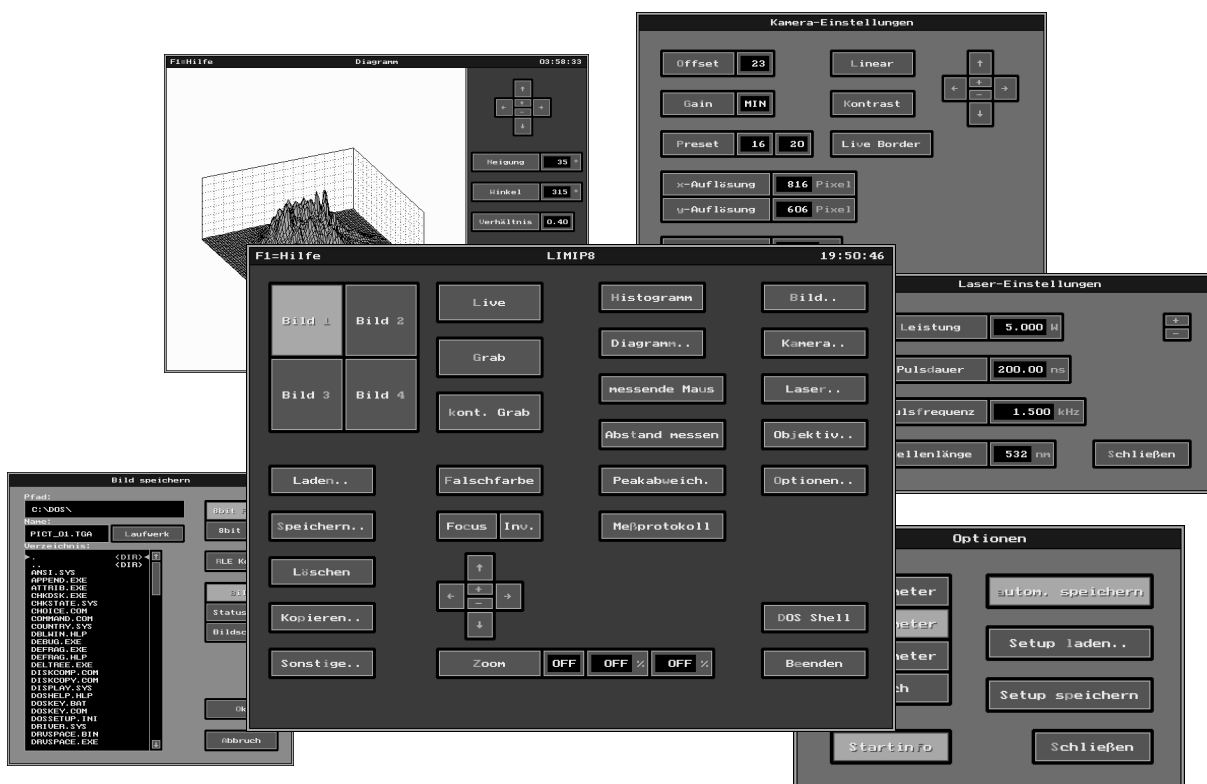


Abbildung 13: Menüsteuerung des Intensitätsmeßsystems

Die Auswertung aufgezeichneter Intensitätsbilder setzt für die Erzielung exakter Werte eine Anpassung des Videosignals an die Parameter des AD-Umsetzers und die Kompensation von Streulicht voraus. Zu diesem Zweck ermöglicht die Software des Meßsystems die Aufnahme eines Histogramms der Strahlintensität. Mit der Integration der Intensitätswerte über den Bildbereich können sowohl Überstrahlung aufgedeckt, als auch Streulichtanteile eliminiert werden.

Das Meßsystem ist empfindlich gegenüber Fehlern der verwendeten optischen Komponenten. Insbesondere führt die Kohärenz des Laserlichts bei der Verwendung unvergüteter optischer Elemente zu störenden Interferenzerscheinungen und Speckles, die als Intensitätsvariation direkt in das Meßergebnis eingehen. Durch einen weitestgehenden Verzicht auf durchstrahlte Elemente, wie beispielsweise Prismen zur Strahlumlenkung, und durch Verwendung anti-reflexbeschichteter Linsen konnten diese Effekte eliminiert werden.

#### 4.2.1.2 Intensitätsmessung des aufgeweiteten Laserstrahls

Abbildung 14 zeigt die Messung der Intensitätsverteilung nach optimierter Justage von Resonator und Strahlführung bei einer Wellenlänge von 1064 nm. Deutlich ist der dem Strahl zugrunde liegende Gaußsche Grundmode zu sehen. Es werden aber auch Abweichungen vom Idealprofil aufgedeckt, die mit allgemein üblichen Hilfsmitteln zur Strahljustage, wie Detektorkarten oder Thermopapier [Zim 91], nicht zu erkennen sind.

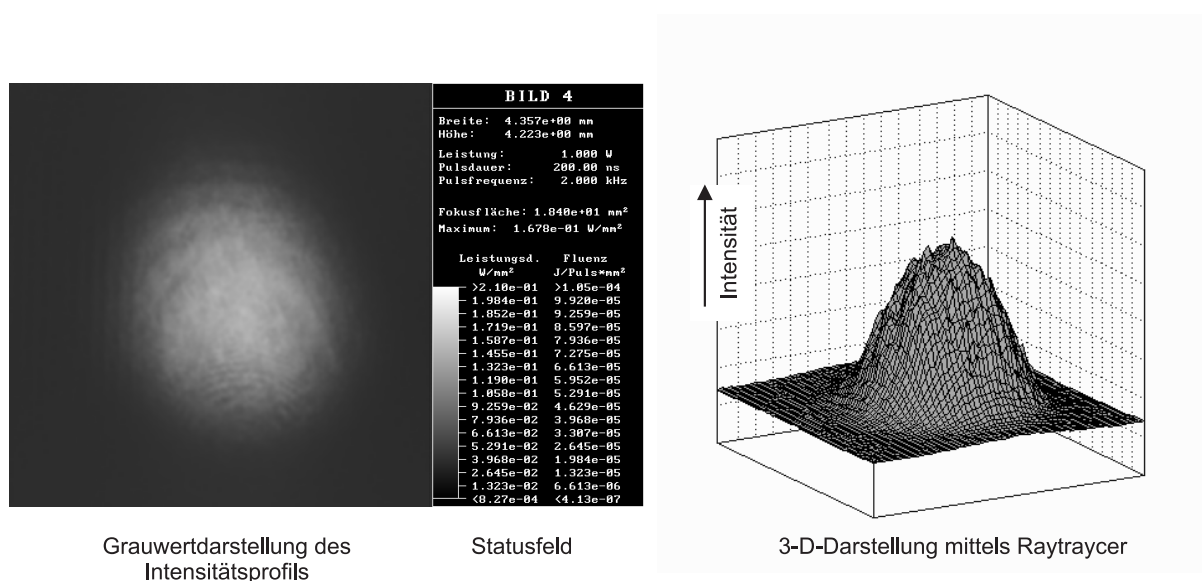


Abbildung 14: Darstellung des aufgeweiteten Laserstrahl mit Meßsystem PIC

Die Erzeugung der Zweiten Harmonischen bewirkt auch bei sorgfältiger Einstellung eine Abweichung vom idealen Gaußprofil. Abbildung 15 zeigt Schnitte durch einen dejustierten Strahl mit einer Wellenlänge von 532 nm. Das leicht elliptische Strahlprofil weist eine Schwerpunktverlagerung in Richtung der Großen Achse auf. Die Intensitätsspitze ist abgeflacht. Die Notwendigkeit einer optimalen Justage der Strahlführungs- und -formungseinheit ergibt sich aus dem Einfluß der Intensitätsverteilung auf die Geometrie des Schnittfuge. Diese Abhängigkeit läßt sich allerdings wegen der Überlagerung durch andere Einflußfaktoren

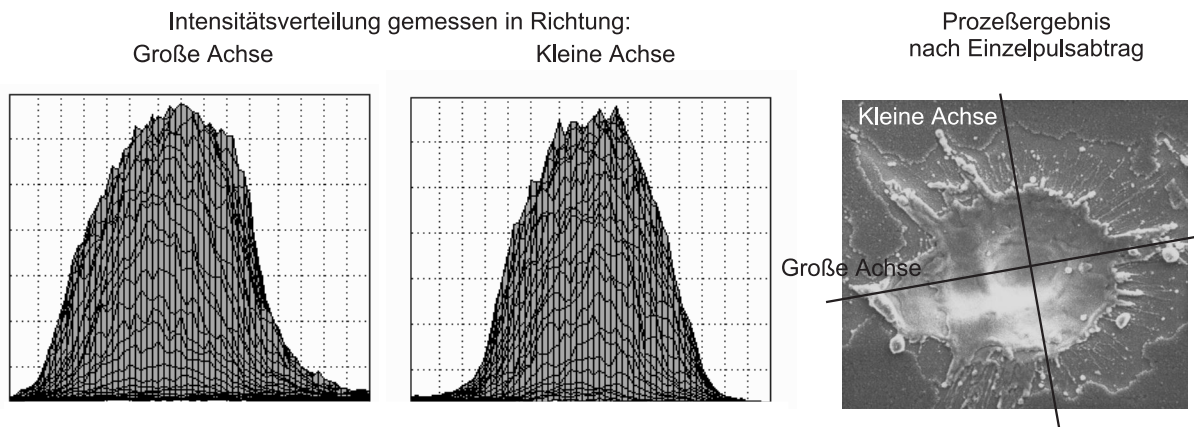


Abbildung 15: *Einzelpuls in Silizium, Wellenlänge: 532 nm*

schwierig darstellen. Der direkte Zusammenhang zwischen Strahlprofil und Prozeßergebnis wird aber deutlich, wenn man die Wechselwirkung einzelner Pulse mit dem Substrat betrachtet. Die Verschiebung des Werkstücks während der Dauer des Pulses beträgt bei der hier verwendeten Vorschubgeschwindigkeit von 23 mm/s nur etwa 10 nm, ist also vernachlässigbar. Abbildung 15 zeigt die Wirkung eines Einzelpulses mit der Strahlcharakteristik in einem P100 Siliziumwafer. Die Schwerpunktverlagerung des Intensitätsprofils findet sich direkt im Abtrag wieder. Die Abflachung der Spitzenintensität führt zu einer gegenüber einem optimal eingestellten Resonator verminderten Eindringtiefe des Strahls.

#### 4.2.1.3 Intensitätsverteilung im Fokus

Eine exakte Strahljustage läßt sich anhand des Intensitätsbildes des aufgeweiteten Laserstrahls vornehmen. Auf diese Weise werden vor der Fokussierung des Strahls bestehende Fehler aufgedeckt und können durch entsprechende Eingriffe in den Strahlengang behoben werden. Letztlich entscheidend für die Bestimmung von Prozeßparametern und die Optimierung von Materialbearbeitungsverfahren ist aber die Intensitätsverteilung im Bereich der fokalen Ebene des Bearbeitungsobjektivs. Besonders interessant ist dabei neben dem Intensitätsprofil die Änderung der Intensitätsverteilung entlang der Strahlachse in den Bereichen oberhalb und unterhalb des Fokus. Hier lassen sich beispielsweise die Schärfentiefe, die Maximalintensität und insbesondere Abbildungsfehler des Objektivs visualisieren.

Das Abbildungsverhältnis wurde für den aufgeweiteten Strahl in Gleichung 11 berechnet. Da die Daten der für die Messung der Strahlungsintensität im Fokus verwendeten optischen Komponenten nicht mit der notwendigen Genauigkeit bekannt sind, wurde das Abbildungsverhältnis hier durch die Abbildung eines in der fokalen Ebene des Bearbeitungsobjektivs angeordneten Glasmaßstabes auf die CCD-Matrix gewonnen. Abbildung 16 zeigt das Bild

der CCD-Kamera. Mit dem eingesetzten Glasmaßstab wurde das Abbildungsverhältnis bei dem für 532 nm verwendeten Objektiv mit einer Brennweite von 34 mm zu 5,362 und bei dem für 1064 nm verwendeten zu 2,575 bestimmt. Mit der Einrichtung des Abbildungsmaßstabs lassen sich mit dem Meßsystem die Fokusfläche, Leistungsdichte und Fluenz der Laserstrahlung bestimmen.

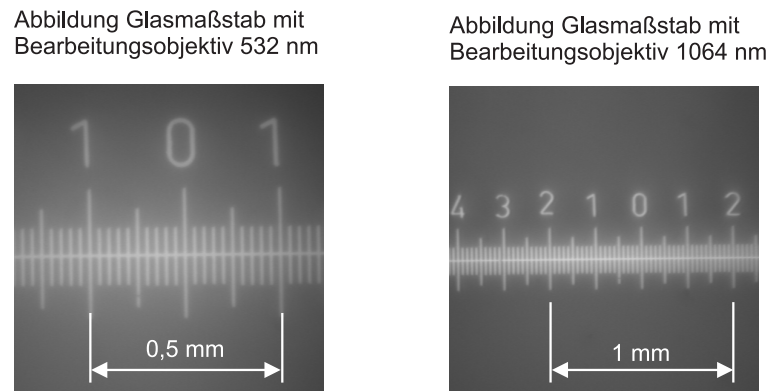


Abbildung 16: *Bestimmung des Abbildungsverhältnisses mittels Glasmaßstab*

In Abbildung 17 wurde die Intensitätsverteilung für eine Wellenlänge von 532 nm im Fokus, sowie jeweils 250  $\mu\text{m}$  oberhalb und unterhalb der fokalen Ebene aufgenommen. Bei der Messung im Fokus hatte die Fläche, deren Intensität  $1/e^2$  der Maximalintensität betrug, eine Größe von 63  $\mu\text{m}^2$ . Es wird deutlich, daß die Spitzenintensität 250  $\mu\text{m}$  oberhalb und

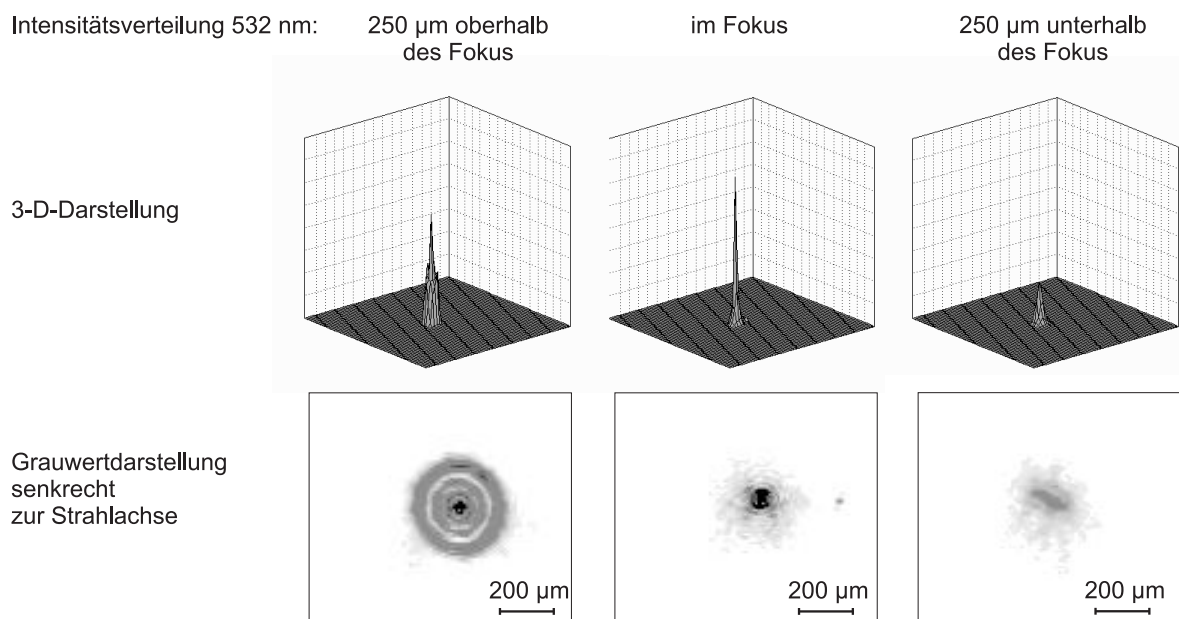
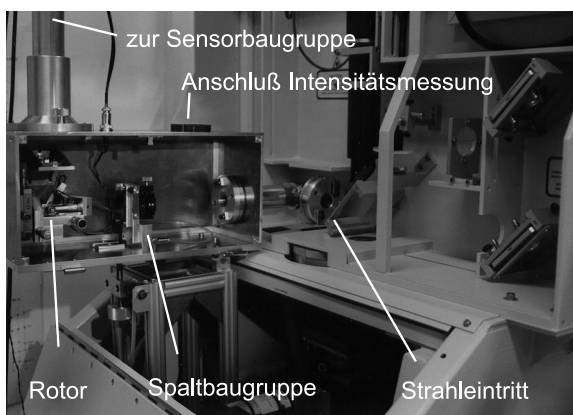


Abbildung 17: *Intensitätsverteilung 532 nm im Bereich der fokalen Ebene*

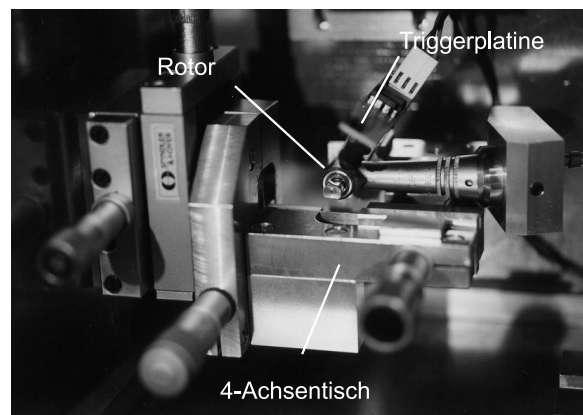
unterhalb des Fokus stark abnimmt und gleichzeitig die Steigung des Profils abflacht. Besonders interessant an diesen Messungen ist die Tatsache, daß durch das Bearbeitungsobjektiv jenseits des Fokus die Gaußsche Normalverteilung in eine höhermodige Intensitätsverteilung überführt wird. Eine derartige Intensitätsverteilung ist für die Materialbearbeitung im allgemeinen nicht zu verwenden. Die Erkenntnisse, die aus diesen Messungen gewonnen werden, spielen eine wichtige Rolle bei Abtragsverfahren, die außerhalb des Fokus arbeiten und leisten einen Beitrag zur Erläuterung der dort auftretenden Effekte (s. Kap. 6).

#### 4.2.2 Pulsform

Der zeitliche Pulsverlauf läßt sich prinzipiell mit einem Photodetektor erfassen. Es existieren schnelle Siliziumphotodioden mit Anstiegszeiten im Pikosekundenbereich. Abgesehen von ihrem hohen Preis haben sie den prinzipbedingten Nachteil, daß die Genauigkeit der Messung abhängig ist von der Anstiegszeit, d.h. der Intensität-Zeit-Charakteristik der Diode. Da die Meßgröße ebenso eine zeitliche Veränderung der Intensität darstellt, sind Aussagen über Meßunsicherheiten und Meßabweichungen schwierig. Hochfrequente Anteile des Pulsverlaufs (Spiking) lassen sich bei Laserpulsen mittels einer Photodiode nicht bestimmen.



Integration der Pulsmeßeinheit  
in die Laseranlage



Rotorbaugruppe

Abbildung 18: PIC-Meßsystem eingerichtet zur Pulscharakterisierung

Um diese Nachteile zu vermeiden, wurde ein Meßgerät entwickelt, das für die Messung des Pulsverlaufs durch Transformation der Intensität-Zeit-Größe in den Intensität-Ort-Bereich eine Entkopplung der Meßgrößen vom Meßeffect erreicht. Dadurch wird die Messung unabhängig von Anstiegszeiten des Sensors. Es liegt eine feste Zeitbasis vor, die diskretisiert werden kann. Das entwickelte Meßgerät sieht eine Anordnung vor, die den Laserstrahl in

dem Moment, in dem der Laser einen Puls aussendet, sehr schnell über einen lichtempfindlichen Zeilensensor scannt. Die Realisierung dieses Konzeptes besteht im wesentlichen aus einem Doppelspalt zur Erzeugung eines linienförmigen Strahlprofils, einem schnellen Rotor mit Umlenkspiegel zur Bereitstellung der erforderlichen Scangeschwindigkeit sowie einer CCD-Zeile als Sensorelement (vgl. Abbildung 10). Die Intensitätswerte liegen analog in Form elektrischer Ladungen vor, deren Auflösung durch die signalverarbeitende Elektronik bestimmt wird. Die maximale zeitliche Auflösung ergibt sich aus der Anzahl der Pixel der verwendeten CCD-Zeile.

#### 4.2.2.1 Systemdynamik

Um ein gültiges Signal zu erhalten, ist es erforderlich, daß der Rotorspiegel zu Beginn des Pulses in einer Position steht, in der der Pulsbeginn auf den Anfang der CCD-Zeile abgebildet wird. Dafür ist eine Kopplung notwendig zwischen Pulsabfolge einerseits und Rotorposition zur der Zeit, in der ein Puls ausgesendet wird, andererseits. Aufgrund der geometrischen Verhältnisse werden für den Rotor sehr hohe Rotationsgeschwindigkeiten benötigt. Sie können mit dentalmedizinischen Turbinenbohrern erzeugt werden, die in der Lage sind, Umdrehungsraten von über 300.000 U/min zu erreichen. Diese Bohrer werden allerdings pneumatisch betrieben und lassen daher hochdynamische Regelungsvorgänge nicht zu. Ein Eingriff auf die Pulsrate des Güteschalters soll vermieden werden, weil dies eine unzulässige Beeinflussung der Meßgröße wäre. Eine Synchronisation von Rotordrehzahl und Pulsfrequenz des Güteschalters ist nach diesen Maßgaben kaum zu realisieren. Sie ist aber auch nicht unbedingt erforderlich. Man hat es bei der Pulsfolgefrequenz und der Rotation des Spiegels mit zwei Oszillatoren zu tun, die konstante Frequenzen, aber keine feste Phasenbeziehung aufweisen. Bei einem solchen System wird man periodisch wiederkehrende Zeitabschnitte erwarten, zu denen ein Pulsbeginn gesendet wird, der außerdem aufgrund der korrekten Spiegelstellung auf den Anfang der CCD-Zeile fällt. Keine Lösung ist unter Umständen zu erwarten, wenn die Frequenzverhältnisse der beiden Oszillatoren ganzzahlig sind. Allerdings ist die Drehzahl der Turbine Instabilitäten unterworfen, so daß diese Verhältnisse nur kurze Zeit andauern werden. Messungen der Drehzahlkonstanz ergaben für das vorliegende System Schwankungen von max. 600 U/min. Sie sind aber so langwellig, daß eine Beeinflussung des Meßergebnisses nicht zu erwarten ist. Für die Umsetzung des Ansatzes müssen allerdings gültige Treffer von ungültigen, bei denen nur ein Teil eines Pulses auf die CCD-Zeile fällt, unterschieden werden. Eine numerische Abschätzung des oszillierenden Systems ergab, daß die Wahrscheinlichkeit zum Zustandekommen gültiger Treffer unter anderem abhängig ist von den geometrischen Verhältnissen, insbesondere der Länge der CCD-Zeile und der darauf abgebildeten Pulslänge.

### 4.2.2.2 Realisierung

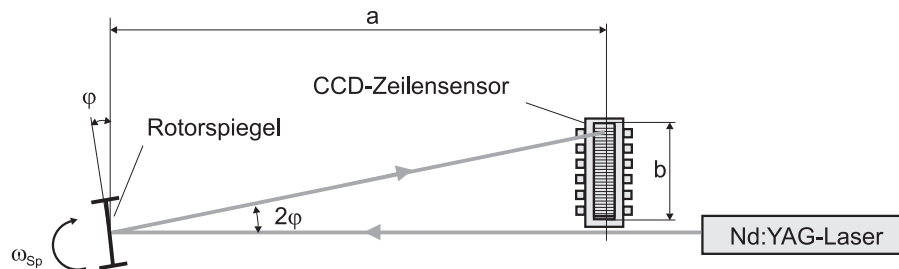


Abbildung 19: *Pulsmeßsystem: Geometrie*

Zur gerätetechnischen Realisierung ist zunächst die Geometrie auszulegen. Rotiert der Spiegel mit konstanter Drehzahl  $n_{Sp}$ , so kann seine Bewegungsgleichung angegeben werden:

$$\phi(t) = \omega_{Sp} \cdot t = n_{Sp} \cdot 2\pi \cdot t \quad (18)$$

Hierbei ist  $\phi(t)$  die Winkellage und  $\omega_{Sp}$  die Winkelgeschwindigkeit des Spiegels. Mit einer vom Gerätehersteller angegebenen maximalen Pulslänge von 200 ns ergibt sich aus der Bewegungsgleichung (18) das Winkelinkrement, um das sich der Spiegel während eines Pulses dreht, zu  $\phi_{200} = 0,504^\circ$ . Aus den geometrischen Gegebenheiten aus Abbildung 19 erhält man mit der Länge  $a$  des Abstandes von Sensor zu Rotor und der Strahlverschiebung  $b$ :

$$\tan(2\phi) = \frac{b}{a} \quad (19)$$

Die eingesetzte CCD-Zeile hat eine Länge von  $b=30$  mm und besitzt 2048 Pixel. Die Forderung nach einer vollständigen Abbildung des Pulses auf der Zeile ergibt eine maximal zulässige Gerätelänge  $a$  von 1591 mm. Verkürzt man diese Länge, so nimmt die Trefferwahrscheinlichkeit entsprechend zu, während zugleich die zeitliche Auflösung abnimmt. Die Gerätelänge wurde für die durchgeführten Messungen zu 300 mm gewählt. Die Auflösung beträgt somit ca. 2048 Pixel/ $\mu$ s, entsprechend 500 Pikosekunden pro Pixel.

Abbildung 20 zeigt das Blockschaltbild des Systems. Das System läßt sich in drei verschiedenen Moden betreiben: dem Setup-Modus zur Justage des Systems, dem Meßmodus ohne und dem Meßmodus mit Treffererkennung.

1. Der *Setup-Modus* dient zum Einrichten und Justieren des Systems. Dabei wird auf eine Treffererkennung verzichtet. Die CCD-Zeile wird über das Signal  $V_{out}$  unabhängig vom Zustand der Steuersignale TRIG, D und SET-D zyklisch ausgelesen. Auf diese Weise läßt sich der optische Strahlengang unter Zuhilfenahme einer Dauerstrichlichtquelle, beispielsweise eines Helium-Neon Lasers, optimal einrichten. Das transversale

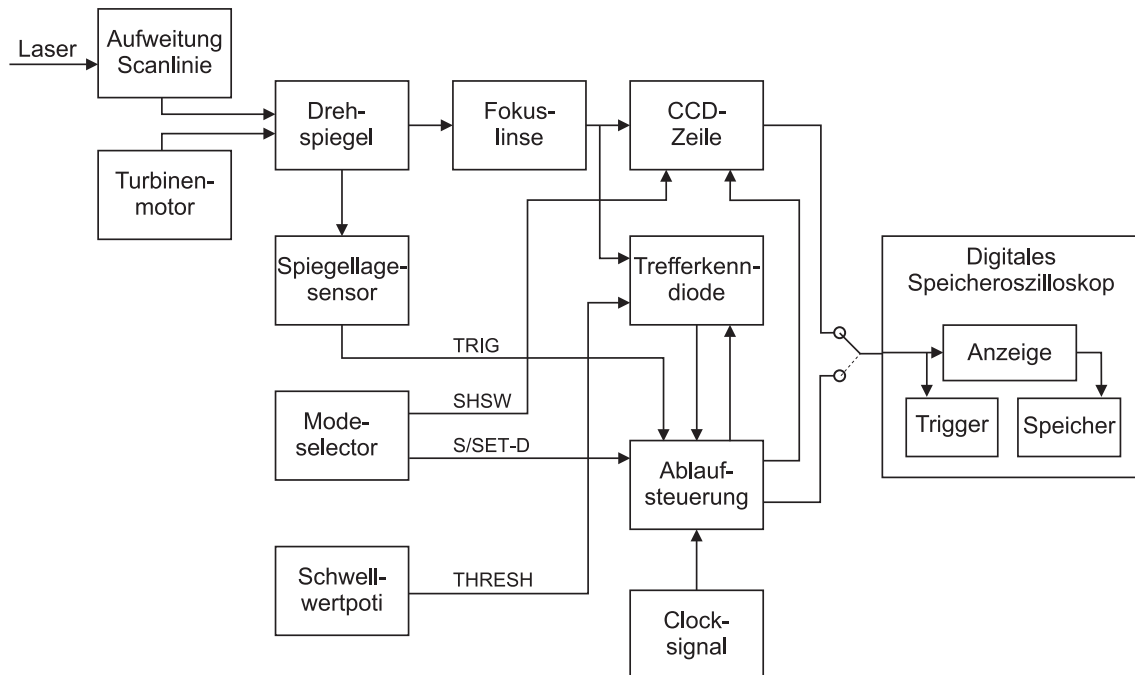


Abbildung 20: Blockschaltbild Pulsmeßsystem

Strahlprofil des Helium-Neon Lasers wird auf der CCD-Zeile abgebildet. Die Meßdatenvisualisierung am Oszilloskop liefert eine Aussage darüber, ob die vom Drehvektor des Rotationsspiegels aufgespannten Ebene parallel zur der durch die CCD-Zeile in Richtung der Pixel liegenden Achse verläuft. Wird zudem ein Intensitätsmaximum auf den CCD-Pixeln gemessen, so ist die optische Achse korrekt justiert. Bei ungenügender Justage wird die Pulsform des Nd:YAG-Lasers in Richtung der Zeit bzw. Werteachse verzerrt wiedergegeben. Die für die Meßfunktionen notwendige Triggierung des Oszilloskops auf das Signal TRIG des Spiegellagesensors wird mit Hilfe des Signals SCOPE vorgenommen.

2. In der Betriebsform *Messen-Modus ohne Treffererkennung* wird der Auslesevorgang vom Triggersignal TRIG des Drehspiegels initiiert. Ist die Position des Drehspiegels derart, daß die optische Achse auf den Beginn der CCD-Zeile zeigt, so wird diese für einen Auslesevorgang initialisiert, unabhängig davon, ob vom Laser in dem Moment ein Puls gesendet wird. Das sich anschließende Auslesen dauert länger als eine Spiegelumdrehung. Daher wird durch das SHUT-Signal die CCD-Zeile für weitere Belichtungen gesperrt und ein Retrigger durch Unterdrückung des Signals TRIG während des Auslesens verhindert. Nach Beendigung des Auslesevorgangs wird bei der nächsten Spiegelumdrehung durch Auslösen des Signals TRIG ein neuer Auslesevorgang eingeleitet.



3. Durch die Realisierung eines *Messen-Modus mit Treffererkennung* wurde eine Steigerung der Leistungsfähigkeit des Systems erreicht. Unabhängig davon, ob ein Puls auf die CCD-Zeile fällt, wird beim Messen ohne Treffererkennung die Zeile aktiviert und ausgelesen. Dieser Vorgang dauert einige Millisekunden, in denen das System für keine weitere Messung zur Verfügung steht. Wartezeiten bis zur Aufnahme eines vollständig auf der CCD-Zeile abgebildeten Pulses können unter diesen Umständen sehr lang werden. Um diese Wartezeit zu verkürzen, wurde eine Treffererkennung realisiert. Zu dem Zweck wurde neben der CCD-Zeile eine PIN-Photodiode so plziert, daß beim Überstreichen mit einem Laserpuls auch ein gültiges Signal auf der CCD-Zeile abgebildet wird. Die CCD-Zeile wird nun mittels des Signals TRIG der Spiegelpositionserkennung bei jedem Spiegelumlauf in oben beschriebener Lage initialisiert, so daß eine Messung theoretisch stattfinden kann. Wird von der Diode kein Treffer signalisiert, so wird die CCD-Zeile deaktiviert, gelöscht und steht sofort für die nächste Initialisierung, die beim folgenden Spiegelumlauf eingeleitet wird, zur Verfügung. Nur wenn von der PIN-Diode ein Treffer erkannt wird, wird die Prozedur zum Auslesen der CCD-Zeile gestartet. Auf diese Weise konnten Wartezeiten auf einen gültigen Puls je nach Pulsrate auf einige Sekunden oder weniger reduziert werden. Zur Anpassung der Empfindlichkeit der PIN-Diode an die verschiedenen Wellenlängen und Leistungsbereiche des Lasers wurde diese mit einem Schwellwertpotentiometer versehen.

#### 4.2.2.3 Messungen

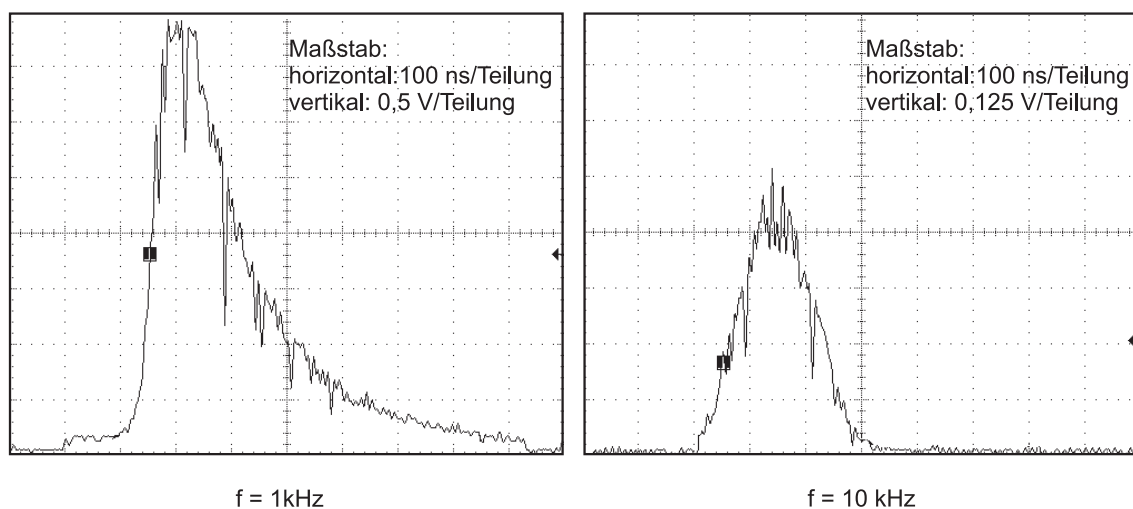


Abbildung 21: Pulsverlauf für 1 kHz und 10 kHz Pulsfrequenz bei  $\lambda = 532 \text{ nm}$

Die Messung der Pulsform bei einer Wellenlänge von 532 nm zeigt eine Abnahme der Pulsenergie und der Pulsspitzenleistung mit zunehmender Pulsfrequenz. Exemplarisch sind in

Abbildung 21 die Pulsleistungs-Zeitverläufe für 1 kHz und 10 kHz aufgetragen. Man kann beobachten, daß mit zunehmender Frequenz die Pulsform zunehmend symmetrischer wird, bis sich bei 10 kHz die aufsteigende von der fallenden Flanke kaum unterscheidet. Mit dem entwickelten Meßsystem können für die vorliegende Laserstrahlquelle Spiking-Erscheinungen nachgewiesen werden. Diese treten vor allem im Bereich maximaler Pulsspitzenleistungen und bei der fallenden Flanke auf. Schwankungen von Puls zu Puls sind bei niedrigen Frequenzen vergleichsweise klein. Ab 5 kHz steigen sie allerdings an und können dann Werte bis zu 50 Prozent der Pulsspitzenleistung annehmen. Die starken Pulsschwankungen werden bei der Materialbearbeitung bei hoher Überdeckung, also kleinen Vorschubgeschwindigkeiten, keine Rolle spielen. Verwendet man allerdings hohe Vorschubgeschwindigkeiten, werden reproduzierbare Ergebnisse aufgrund der Pulsleistungsschwankungen schwieriger zu erreichen sein. Messungen der Pulsform bei der Grundwellenlänge von 1064 nm zeigten eine höhere Symmetrie des zeitlichen Pulsverlaufs. Schwankungen der Pulsenergie und Pulsleistung fielen ebenso wie die Spikingerscheinungen deutlich geringer aus.

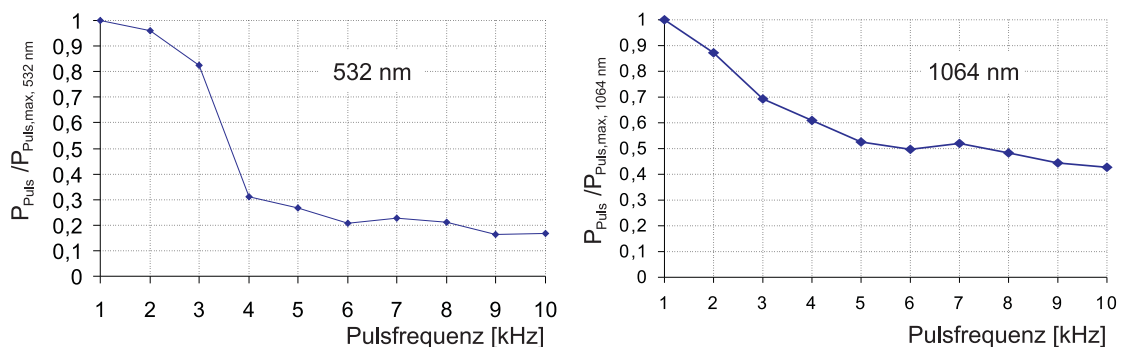


Abbildung 22: Normierte Pulsspitzenleistung bei  $\lambda = 532 \text{ nm}$  und  $\lambda = 1064 \text{ nm}$

Die Abhängigkeit der Pulsspitzenleistung von der Pulsfrequenz wird in Abbildung 22 für die Grundwellenlänge 1064 nm und die Zweite Harmonische 532 nm gezeigt. Aufgetragen ist das Verhältnis der Pulsspitzenleistung zur maximalen Pulsspitzenleistung, die bei 1 kHz erreicht wird. Die gemessenen Zahlenwerte befinden sich im Anhang B in Tabelle 5. Aufgrund der starken Schwankungen der Werte wurden bei der Aufstellung der Kurven in Abbildung 22 Mittelwerte der Spitzenintensität gebildet. Die Grafik zeigt prinzipiell den nach [Köc 96] erwarteten Verlauf (s. Abbildung 6). Bemerkenswert ist insbesondere der bei 532 nm gemessene starke Einbruch der Spitzenleistung von 3 nach 4 kHz.

## 5 Strukturieren von Silizium

Silizium stellt den Basiswerkstoff der Mikrotechnik dar. Es hat hervorragende mechanische Eigenschaften. Der Vergleich mit Stahl zeigt einen ähnlich hohen (kristallrichtungsabhängigen) E-Modul, die vierfache Wärmeleitfähigkeit, aber nur 1/8 der Wärmedehnung von Stahl. Neben diesen physikalischen Eigenschaften ist nicht zuletzt die hohe Verfügbarkeit verantwortlich für die Bedeutung, die Silizium als Substratmaterial in der Mikrotechnik erlangt hat. Das Schneiden mit einer gütegeschalteten kontinuierlich gepumpten Laserstrahlquelle ist die Bearbeitung mit einzelnen Pulsen, die sich in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit des Werkstücks relativ zum Strahl mehr oder weniger überdecken. Für diesen Prozeß zur linienförmigen Bearbeitung von Werkstücken existieren, wie auch für die ein- und dreidimensionale Strukturierung mit Laserstrahlung, thermische Modelle zur Beschreibung der Vorgänge [Chr 91]. Inwieweit sich diese Modelle auf den Werkstoff Silizium anwenden und auf den Bereich der Mikrotechnik übertragen lassen, soll in dieser Arbeit nicht behandelt werden. Stattdessen stehen Untersuchungen über Laserbearbeitungsverfahren im Vordergrund, die durch den Einsatz des Nd:YAG-Lasers die Herstellung von Sensoren und Aktoren in der Mikrotechnik effektiver gestalten sollen. Gerade mit dem maskenlosen direkten Schreiben von Mikrostrukturen in Silizium, der Einsparung lithographischer Verfahren, sind erhebliche Kosten- und Zeitvorteile für die Entwicklung von Mikrokomponenten verbunden. Weiterhin eröffnen sich durch das kristallunabhängige Bearbeiten neue Möglichkeiten der geometrischen Gestaltung von Siliziumstrukturen.

### 5.1 Absorption

Als Entscheidungshilfe bei der prinzipiellen Wahl der Laserwellenlänge zur Materialbearbeitung lassen sich die Absorptionseigenschaften des Werkstoffs heranziehen: Voraussetzung für eine effektive Bearbeitung ist die ausreichend hohe Absorption der Laserstrahlung in der Bearbeitungszone. Die Absorption von Licht in einem Halbleiter ist die Wechselwirkung zwischen einem Elektron und einem Photon: beim idealen, undotierten Halbleiter ist ausschließlich der Übergang eines Elektrons aus dem Valenzband in das Leitungsband möglich. Die dadurch induzierte Paargeneration kann nur stattfinden, wenn die Energie des einfallenden Photons  $W_{Ph} = hc/\lambda$  ( $h$  = Planck'sches Wirkungsquantum,  $c$  = Lichtgeschwindigkeit,  $\lambda$  = Wellenlänge) größer ist als die Energie des Bandabstands  $W_g$  [Blu 95]. Bei dieser sogenannten Fundamentalabsorption handelt es sich also um eine Schwellenbedingung. Bei Silizium beträgt der Bandabstand 1,12 eV. Es läßt sich also sowohl mit der ersten Harmonischen (Photonenenergie 2,34 eV) als auch mit der Grundwellenlänge des Nd:YAG-Lasers (Photonenenergie 1,17 eV) effektiv strukturieren.

Einen erheblichen Einfluß haben die Absorptionseigenschaften auf den Einstechvorgang: Eine ausreichende Absorption der einfallenden Strahlung muß gewährleistet sein, um überhaupt Strahlungs- in Wärmeenergie transformieren zu können. Dabei spielen auch die Oberflächeneigenschaften (Rauheit, Fremdschichten) eine Rolle. Die Oberflächenabsorption läßt sich durch verschiedene Maßnahmen, beispielsweise Aufbringen geeigneter Schichten, erhöhen. Darüber hinaus steigt die Absorption auch durch Dotierung des Siliziums. Es muß für die entsprechende Anwendung jeweils entschieden werden, ob absorptionssteigernde Maßnahmen erforderlich sind und keine funktionellen Einschränkungen bewirken würden.

Angaben über die räumliche Umsetzung der Strahlungsleistung im Werkstoff lassen sich aus dem Beer'schen Absorptionsgesetz gewinnen. Die Intensität in Ausbreitungsrichtung des Strahls beträgt in einer Tiefe  $z$  im Werkstoff [Ber 73]:

$$I(z) = I_0 e^{-\alpha(\lambda)z}$$

Dabei ist  $I_0$  die Strahlungsintensität an der Werkstückoberfläche und  $\alpha$  der Absorptionskoeffizient. Die Wahl der Wellenlänge richtet sich also unter anderem nach der Art der Bearbeitung:

Es wird erwartet, daß die Tiefenstrukturierung von Bulk-Silizium mit einer Wellenlänge von 1064 nm trotz des geringeren Absorptionskoeffizienten bessere Strukturierungsergebnisse liefern wird, als die Bearbeitung mit der verdoppelten Frequenz. Ein niedriger Absorptionskoeffizient ermöglicht bei genügender mittlerer Strahlungsleistung das Aufschmelzen bzw. Verdampfen des Werkstoffs in größere Tiefen. Bei hoher Absorption entsteht gemäß des Beer'schen Absorptionsgesetzes ein hoher Absorptionsgradient in Strahlungsrichtung, so daß Modifikationen verstärkt an der Oberfläche stattfinden. Eine hohe Absorption im Material verliert gegenüber einer höheren Leistung nach dem Einstechvorgang schnell an Bedeutung, da der Laserstrahl in der entstehenden Dampfkapillare in die Tiefe geleitet wird. Durch Vielfachreflexion an den Kapillarwänden wird ein sehr großer Teil der eingestrahnten Energie vom Werkstoff aufgenommen.

Zudem steigt die Absorption mit der Temperatur stark an (Abbildung 23), so daß nach einer kurzen Erwärmungsphase durch eine Mitkopplung von Absorption und Temperaturgradient sehr schnell die flüssige Phase erreicht wird. Die Abhängigkeit des Absorptionskoeffizienten von der Temperatur liegt in der Temperaturabhängigkeit des Bandabstands zwischen Leitungs- und Valenzband begründet. Mit steigender Temperatur wird aufgrund der stärkeren Ladungsträgergeneration im Halbleiter der Bandabstand geringer [Pal 85]. Die Stoßwahrscheinlichkeit zwischen dem einfallenden Photon und einem Elektron, die letztendlich den Absorptionsprozeß bestimmt, nimmt entsprechend zu [Bim 91]. Man benötigt bei der Lasertiefenstrukturierung eine gewisse Schärfentiefe, um ein hohes Aspektverhältnis zu er-

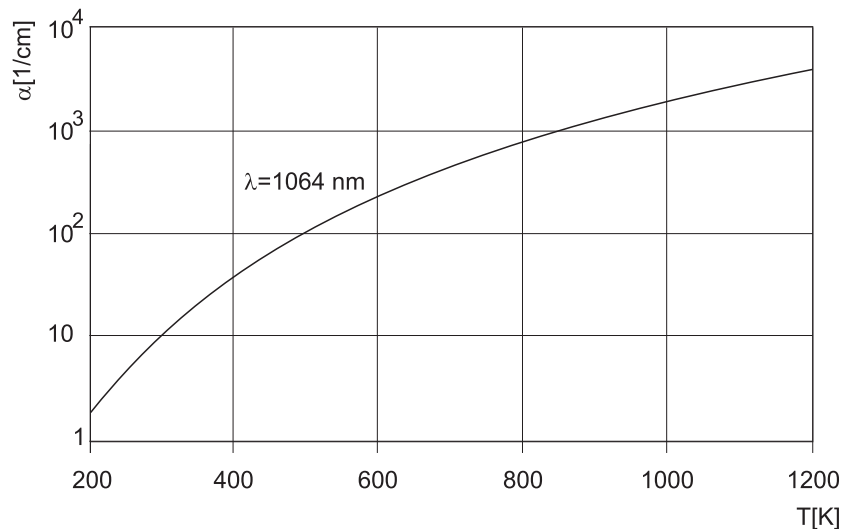


Abbildung 23: Absorptionskoeffizient von Silizium in Abhängigkeit der Temperatur [Lan 82]

zielen. Schärfentiefe und kleiner Fokus sind sich gegenseitig ausschließende Kriterien. Für die Sublimation von Werkstoffen sind Pulsleistungen um  $10^9 \text{ W/cm}^2$  erforderlich [Bim 91]. Bei einem stark divergenten Strahl wird dieser Wert allerdings in Anbetracht der Waferdicke von bis zu  $525 \mu\text{m}$  schnell unterschritten, so daß der Vorteil der stärkeren Fokussierbarkeit, der bei kürzeren Wellenlängen gegeben ist, für das Bohren (eindimensionale) und das Schneiden (zweidimensionale Strukturierung) von Silizium keine Rolle spielt. Anders liegen die Verhältnisse beim tiefenkontrollierten Abtrag (3-D). Hier ist eine geringe Schärfentiefe zur Erzeugung eines hohen Temperaturgradienten gerade wünschenswert. Die Anforderungen an den Fokus werden dabei durch die minimale Strukturgröße bestimmt.

Der an die Schnittfuge angrenzenden Wärmeeinflußzone (WEZ) kommt dabei eine besondere Bedeutung zu: Über die entstehende WEZ erfolgt der Abtransport am Schmelz- bzw. Sublimationsprozeß nicht beteiligter Wärmeenergie. Die Wärmeleitung in diesem Bereich ist wichtig, um gute Schnittkanten und -flächen zu erreichen. Es bestehen dabei sich gegenseitig widersprechende Anforderungen: Zunächst sollte eine geringe Wärmeleitung die Konzentration der Energie auf die Bearbeitungszone gewährleisten. Nach dem Verdampfen des Werkstoffs muß aber möglichst schnell die überschüssige Wärme abgeführt werden, um eine Veränderung des Feststoffs außerhalb der Schnittfuge zu verhindern.

## 5.2 Prozeßgrößen zur Ablation von Silizium

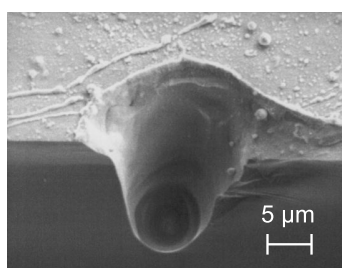
Im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen hat sich gezeigt, daß von den in Abbildung 5 aufgelisteten Einflußgrößen neben der Strahlungsleistung die Fokusslage, die Pulsfre-

quenz und der Vorschub den Siliziumabtrag stark beeinflussen. Diese Größen sollen daher im Folgenden einer genaueren Betrachtung unterzogen werden.

### 5.2.1 Bestimmung der optimalen Fokusslage

Die genaue Einstellung der Fokusslage relativ zum Werkstück ist wesentlich mitbestimmend für den Strukturierungsprozeß. Um den Einfluß der Fokusslage zu untersuchen, wurde zunächst mit dem Meßsystem PIC die exakte Lage der Strahltaille relativ zur Waferoberfläche bestimmt.

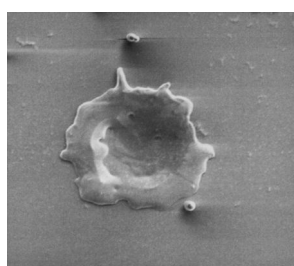
Pulsabtrag im Schnitt



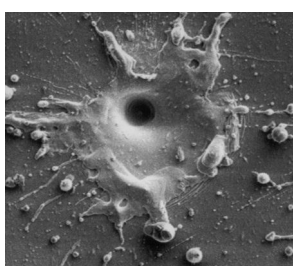
Fokusslage:  
+0,15 mm

Parameter:	Untersuchung:
Silizium P(100) Wellenlänge 532 nm mittlere Leistung 894 mW Pulsfrequenz 2 kHz Brennweite 34 mm Vorschub: Einzelpuls	Variation der Fokusslage -0,2...+0,5 mm

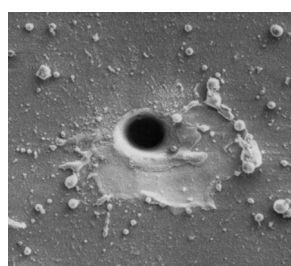
Pulsabtrag in Draufsicht



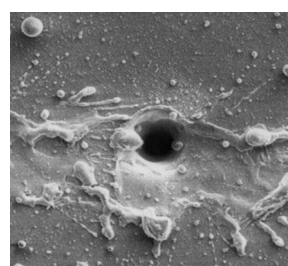
-0,2



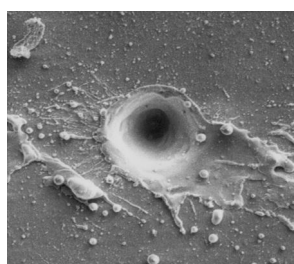
-0,1



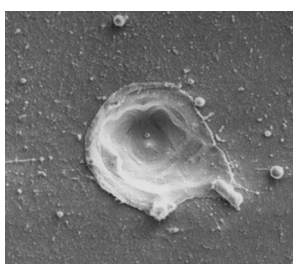
0



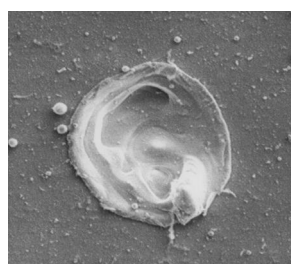
+0,1



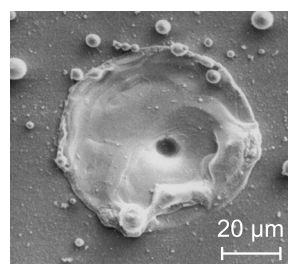
+0,2



+0,3



+0,4



+0,5

relative Fokusslage [mm]

Abbildung 24: Eindringtiefe von Einzelpulsen in Abhängigkeit der Fokusslage

Zur Untersuchung des Einflusses der Lage der fokalen Ebene auf die Ablation von Silizium wurden Siliziumwafer zunächst mit einzelnen Pulsen bei 532 nm Wellenlänge bearbeitet. Die Lage der Fokusebene wurde in Schritten von 100 µm variiert. In Abbildung 25 wird der

Einfluß der Fokusslage auf die Beschaffenheit des Materialabtrags deutlich. Der minimale Stichlochdurchmesser, und damit auch die höchste Auflösung für den Siliziumabtrag ergibt sich für den Fall, daß die Waferoberfläche mit der Strahltille übereinstimmt (relative Fokusslage = 0). Messungen haben ergeben, daß in diesem Fall auch die höchste Ablationstiefe besteht. Die Geometrie des Abtrags ist in Anlehnung an das Gaußsche Strahlprofil ähnlich der eines Paraboloids. Für die Qualität der Schnittkanten ergibt sich ein Optimum bezüglich Grat- bzw. Wulstfreiheit. Auch die Ablagerungen auf der Waferoberfläche können im Falle Fokusslage = 0 als minimal bezeichnet werden. Es ist davon auszugehen, daß ein Teil des abgetragenen Siliziums aufgrund der hohen Leistungsdichte verdampft, während ein anderer Teil lediglich aufgeschmolzen wird und wieder erstarrt. Verschiebt man ausgehend von der Waferoberfläche die Strahltille um 0,1 mm nach oben, in Abbildung 24 in Richtung negativer Fokusslagen (-0,1), nimmt die Eindringtiefe ab. Der Durchmesser des Stichlochs insbesondere im Bereich nahe der Waferoberfläche und die Menge der Ablagerungen in Form von erstarrter Schmelze nehmen zu. Da der Materialabtrag aber insgesamt geringer ist, kann man folgern, daß eine Verschiebung des Verhältnisses zwischen verdampftem und lediglich geschmolzenem Silizium zugunsten erhöhter Schmelzbildung stattgefunden hat. Bei weiterer Entfernung der Strahltille vom Wafer ist eine starke Abnahme des Materialabtrags zu verzeichnen. Silizium wird aufgeschmolzen und erstarrt wieder. Verschiebt man den Fokus in den Wafer hinein, so kann man wiederum eine Erweiterung insbesondere der oberen Zone des Stichlochs beobachten. Es bildet sich eine Wulst um das Stichloch aus, die sich mit zunehmendem Eintauchen des Fokus in den Wafer verstärkt. Ablagerungen außerhalb des Stichlochbereichs in Form erstarrter Schmelze sind stark ausgeprägt bei Fokusslagen von +0,1 bis +0,2 mm und nehmen dann ab. Bei Fokusslagen tiefer im Wafer nimmt die Tiefe des Materialabtrags deutlich ab und ein Großteil des geschmolzenen Werkstoffs verdampft nicht, sondern erstarrt wieder. Das Stichloch degeneriert zu einer Schmelzzone größeren Umfangs.

Die Beobachtungen lassen sich zum Teil auf bekannte Phänomene aus der Laserbearbeitung anderer Werkstoffe zurückführen. Die Entstehung von Schmelze und deren Verdampfung ist wesentlich abhängig von der Leistungsdichte des Laserstrahls [Bim 91]. Bewegt man sich ausgehend von der Strahltille in eine der beiden Richtungen entlang des Laserstrahls, so nimmt die maximale Leistungsdichte stetig ab. Dies begründet die Abnahme des Anteils an verdampftem Material für Fokusslagen außerhalb der Strahltille. Taucht der Fokus in das Material ein, so wird nur ein Teil der Strahlungsleistung an der Oberfläche absorbiert. Die Absorption von Strahlungsleistung innerhalb des Wafers führt zu einer Aufheizung des Materials und damit zu einer Vergrößerung der Schmelzzone. Das Verdampfen von Silizium geht mit einer erheblichen Volumenzunahme und einer Druckwelle einher. Dies bewirkt bei Fokusslagen oberhalb des Wafers ein Zerplatzen des Schmelzbades. Das Intensitätsprofil weist

bei diesen Untersuchungen geringe Abweichungen gegenüber dem idealen Gaußprofil auf, die sich in der Form der Ablagerungen bzw. Schmelzzonen wiederfinden.

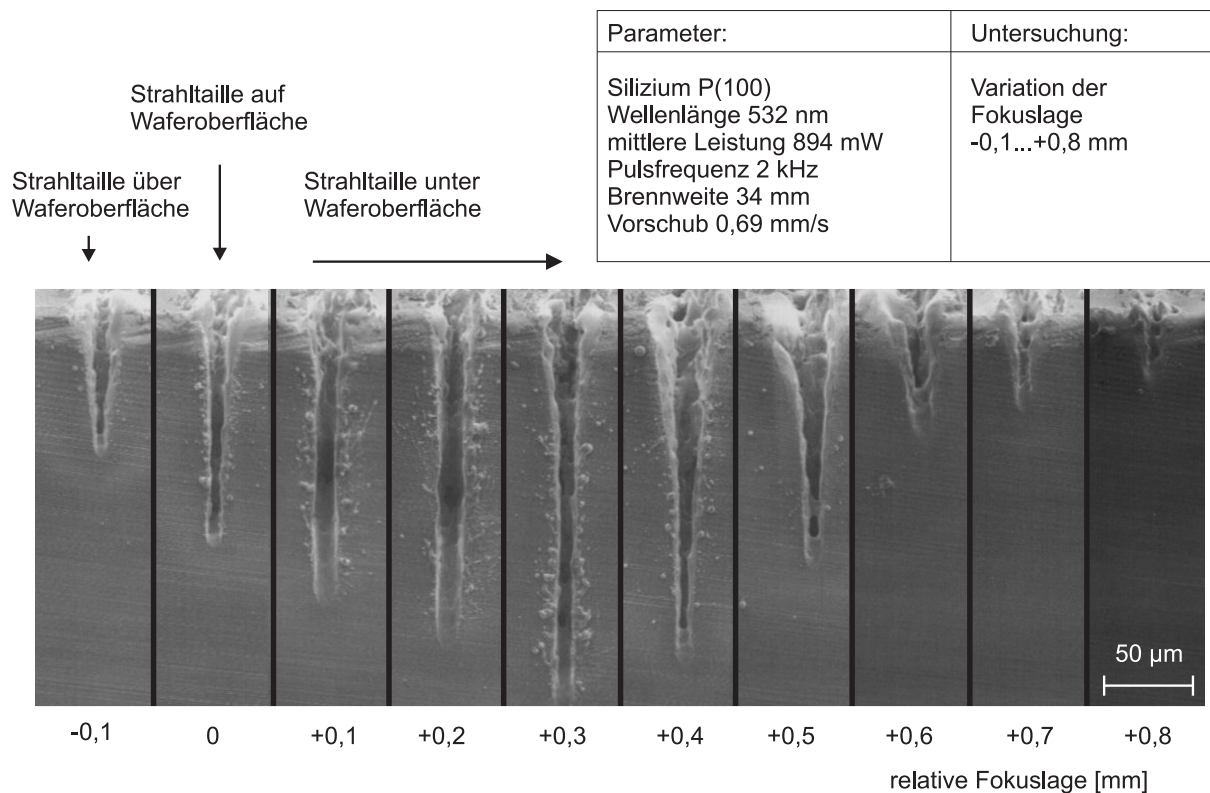


Abbildung 25: *Schnittfugengeometrie bei 532 nm in Abhängigkeit der Fokusslage*

Die Ablation von Silizium mit einzelnen Pulsen dient insbesondere der Untersuchung des Einflusses des Intensitätsprofils auf den Abtrag, der sich beim Schneidprozeß nur teilweise darstellen läßt. Geht man von dieser Einzelpuls- zur Linienbearbeitung über, so wird je nach Strahleindringtiefe das Siliziumsubstrat entweder nur geritzt oder geschnitten. Zur Untersuchung des Einflusses der Fokusslage auf das Laserschneiden wurden zunächst Siliziumwafer mit 532 nm Wellenlänge bearbeitet. Die maximale Eindringtiefe in Silizium beträgt für die vorliegende Strahlquelle unter Verwendung eines Objektivs mit 34 mm Brennweite ca. 200  $\mu\text{m}$ . Ein Siliziumwafer von üblicherweise bis zu ca. 500  $\mu\text{m}$  Stärke läßt sich daher nicht vollständig durchschneiden, sondern nur ritzen.

Vergleicht man die Ergebnisse der Einzelpuls- mit der Linienbearbeitung, so stellt man vor allem eine Verschiebung der optimalen Fokusslage fest. Während im Falle der Einzelpulsbearbeitung bei optimaler Fokusslageeinstellung die Strahltille mit der Waferoberfläche zusammenfällt, liegt im Falle des Ritzens von Silizium mit 532 nm Wellenlänge die optimale Fokusslage 0,3 mm tief im Material (s. Abbildung 25). Man erkennt, daß sich bei optimaler Fokusslage nahezu senkrechte, parallele Schnittflächen erzeugen lassen. Verschiebt



man die Lage der Strahltaile in eine der beiden Richtungen längs der Strahlausbreitungsrichtung, so nimmt die Ablationstiefe ab. Schon bei einer Variation von  $\pm 0,1$  mm reduziert sich die Abtragstiefe auf unter 80% des maximal erreichbaren Werts. Die Schnittflächen nehmen mit zunehmender Abweichung von der optimalen Fokuseinstellung eine V-förmige Geometrie an. Wie bei der Einzelpulsgeneration ist für die Linienbearbeitung eine starke Abhängigkeit der Eindringtiefe von der gewählten Fokuslage festzustellen.

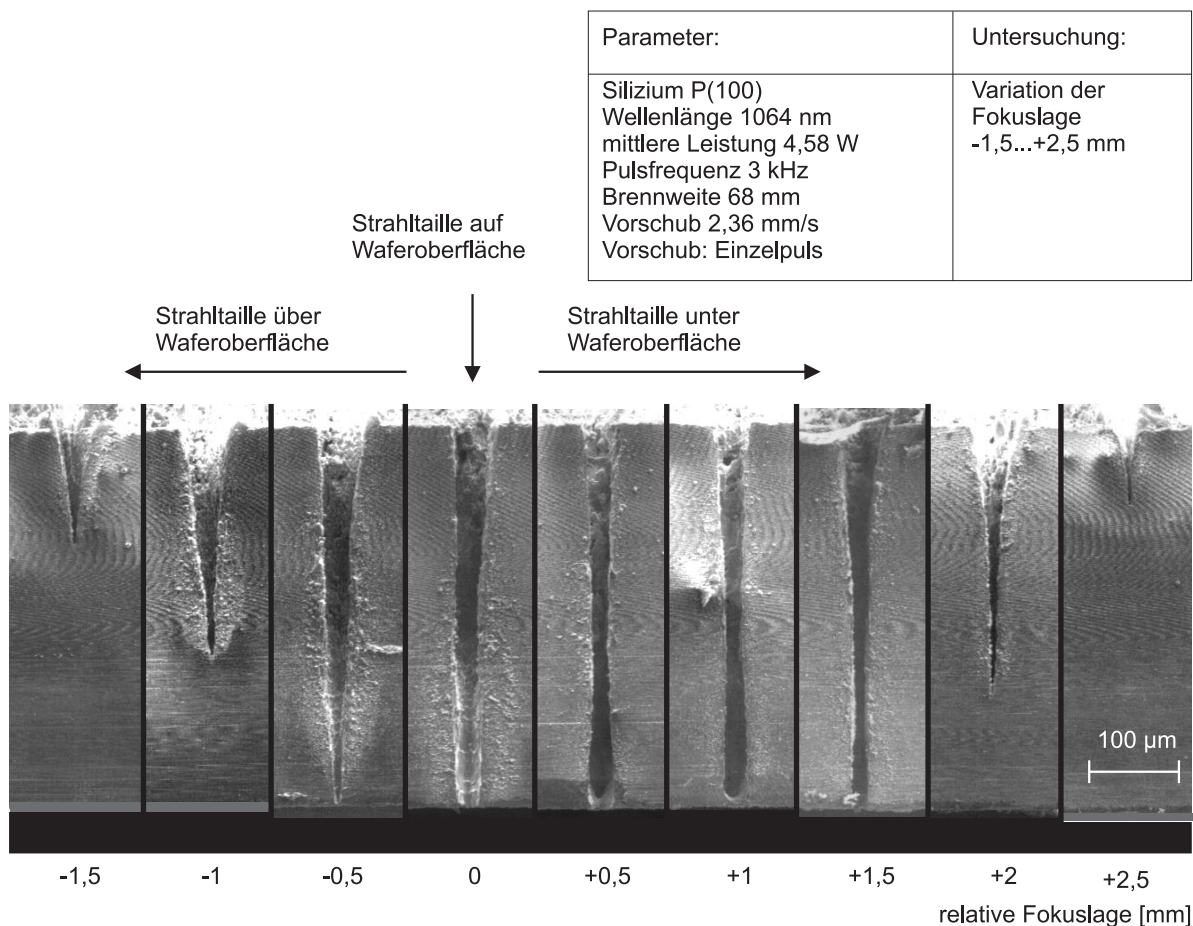


Abbildung 26: Schnittfugeengeometrie bei 1064 nm in Abhängigkeit der Fokuslage

Zum Vergleich wurde die Geometrie der Schnittfuge auch für die Grundwellenlänge von 1064 nm bestimmt. Im Gegensatz zur Bearbeitung mit 532 nm gelingt es hier, einen Wafer von 500 µm Stärke vollständig zu durchschneiden. Wie bei der grünen Strahlung ist eine optimale Schnittfugeengeometrie mit einer Lage der Strahltaile unterhalb der Waferoberfläche zu erreichen. Im vorliegenden Fall wurden die übrigen Schnittparameter derart gewählt, daß der Wafer bei optimaler Fokuslage gerade vollständig durchtrennt wird. Die optimale Lage der Strahltaile ist hier unterhalb der Unterseite des Wafers (Abbildung 26, Position +0,5mm bzw. +1mm). Dieses zunächst etwas erstaunlich anmutende Ergebnis deckt sich mit den Erkenntnissen aus dem Bereich des Laserschneidens im Maschinenbau.

Anhand Abbildung 27 wird sofort klar, daß eine Lage der Probe oberhalb des Fokus zu V-förmigem Abtrag führt. Befindet sich die Probe zentriert in der Strahltaille (gestrichelte Lage), so würde man zunächst gemäß der Lage der Linien konstanter Intensität parallele Schnittkanten erwarten. Beim Durchdringen der Probe erfährt der Laserstrahl allerdings längs seiner Ausbreitungsrichtung Absorption. Strahlungsleistung wird einerseits an den Wänden der Schnittfuge absorbiert, andererseits auch in der entstehenden Schmelze und in dem sich zum Teil bildenden Plasma. Dies führt zu einer Abnahme der Strahlungsleistung in Ausbreitungsrichtung innerhalb der Probe, die bei zur Strahltaille zentrierter Probenlage eine V-förmige Schnittfuge bewirkt, wie sie in Abbildung 26 zu sehen ist. Erst durch die Einführung eines deutlichen in Strahlrichtung positiven Gradienten des Intensitätsprofils innerhalb der Probendicke erreicht man trotz der beschriebenen Absorptionsvorgänge parallele Schnittkanten (Abbildung 27, untere Probe).

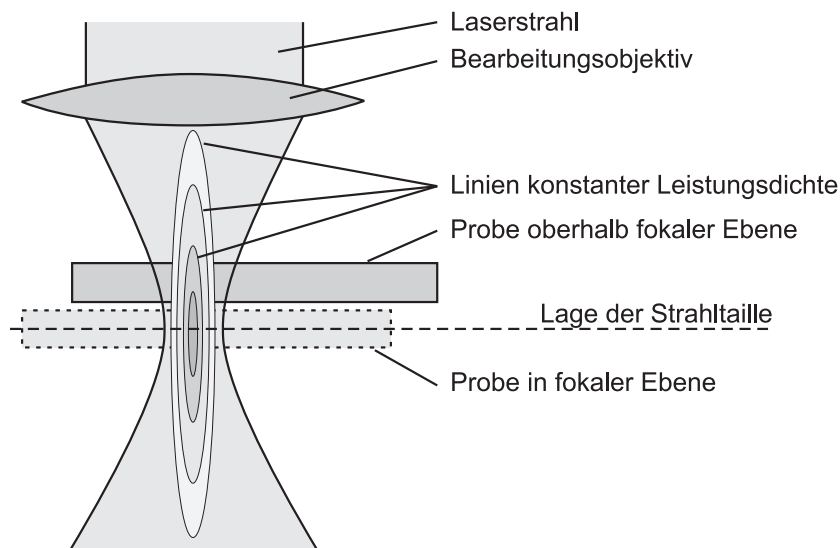


Abbildung 27: *Einfluß der Fokuslage auf Fugengeometrie*

Das Aufschmelzen des Wafers über seine gesamte Dicke kann in einem weiten Bereich von 1 mm erfolgen. Der Schneidprozeß mit  $\lambda = 1064 \text{ nm}$  ist also toleranter gegenüber Abweichungen der Fokuslage, als das Schneiden oder Ritzen mit  $\lambda = 532 \text{ nm}$ . Die Ursache dieses Effektes liegt an der Zunahme der Schärfentiefe, die aus der höheren Wellenlänge und der längeren Brennweite des Bearbeitungsobjektivs resultiert. Bei der vorliegenden Einstellung lassen sich nahezu parallele Schnittkanten erzeugen. Die Fugenbreite beträgt ca.  $50 \mu\text{m}$ . Gerät man mit der Fokuslage allerdings in Bereiche stark oberhalb oder unterhalb der optimalen Position, so nimmt die Eindringtiefe stark ab und der Flankenwinkel wird zunehmend flacher. Bei Fokuslagen von über  $\pm 2,5 \text{ mm}$  findet kein Materialabtrag mehr statt.

### 5.2.2 Pulsfrequenz und Vorschub

Die Schnittgeschwindigkeit und damit die notwendige Laserstrahleindringtiefe in Silizium sind die Parameter, die Nutzung und Wirtschaftlichkeit des Laserschneidens bestimmen. Ausgehend von einer optimalen Fokuseinstellung und maximaler Pumplampenleistung müssen Vorschub und Pulsfrequenz und damit auch Pulsenergie bzw. Pulsspitzenleistung so gewählt werden, daß sich bei ausreichender Strukturierungstiefe für den jeweiligen Prozeß eine maximale Abtragsrate ergibt. Die notwendige Ablationstiefe zum Schneiden von Silizium entspricht der Substratdicke. Beim Ritzen für die Vereinzelung von Mikrokomponenten liegt die Mindesteindringtiefe, bei der sich die Bauelemente noch gefahrlos und sicher brechen lassen, erfahrungsgemäß bei ca. 30% der Substratdicke. Es wurden die Eindringtiefen bei maximaler Pumplampenleistung für verschiedene Frequenzen und variiertem Vorschub experimentell bestimmt. Über das einfache Schneiden bzw. Ritzen hinaus wurden die Proben auch zwei-, vier- und achtfach abgescantt. Dieses Verfahren des mehrfachen Abfahrens einer selben Schnittfuge mit einem Laserstrahl zur Erhöhung der Abtragstiefe wird häufig beim Schneiden mit Kurzpulslasern eingesetzt [Kon 97].

Abbildung 28 zeigt die Abtragstiefe bei einer Wellenlänge von 1064 nm in P(100) Siliziumwafern mit einer Stärke von 450  $\mu\text{m}$ . Variiert wurden bei der Untersuchung der Vorschub und die Pulsfrequenz. In der Tabelle 6 im Anhang C sind die genauen Werte der Meßreihen zu finden. Betrachtet man die Meßwerte der Eindringtiefen in Silizium, so fällt zunächst auf, daß die Eindringtiefe Schwankungen ausgesetzt ist. Daher wird unterschieden zwischen einem Maximalwert, der von einzelnen Pulsen erreicht wird, und einem Minimalwert, der an keiner Stelle der abgescanteten Strecke unterschritten wird und daher für das optimale Schneiden jeweils herangezogen werden muß. Diese Maximal- bzw. Minimalwerte wurden aus einer Probenlänge von jeweils 3 mm gewonnen. Die Kurven lassen sich in drei Bereiche unterteilen:

1. Im Geschwindigkeitsbereich bis etwa 1 mm/s wird bei allen gewählten Einstellungen der Wafer vollständig durchdrungen.
2. Ab einer bestimmten Grenzgeschwindigkeit, die von der Pulsfrequenz bestimmt wird, kann der Strahl den Wafer nicht mehr vollständig durchtrennen. Es besteht in grober Näherung ein Zusammenhang zwischen Eindringtiefe und Logarithmus der Vorschubgeschwindigkeit. In diesem Bereich ist der Unterschied zwischen Maximal- und Minimalwert mit abnehmender Tendenz relativ groß.
3. Ab einer weiteren Grenzgeschwindigkeit wird der logarithmische Verlauf unterbrochen und Maximal- und Minimalwert nähern einander stark an.

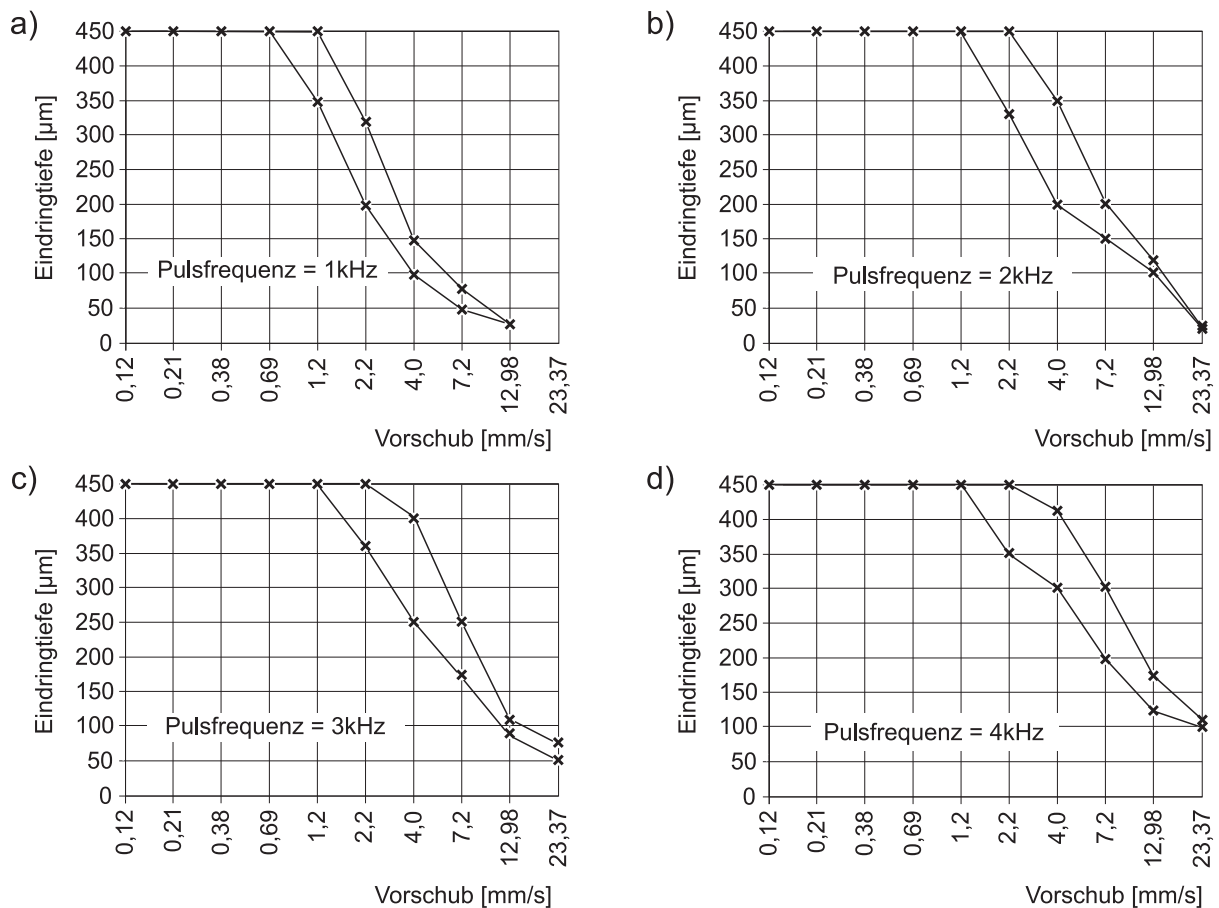


Abbildung 28: *Eindringtiefen in Silizium bei  $\lambda = 1064 \text{ nm}$*

Die Bewertung des Einflusses der Pulsfrequenz gestaltet sich schwierig, da mit steigender Pulsfrequenz die mittlere Leistung zunächst bis ca. 5 kHz zunimmt und dann wieder leicht zurückgeht (vgl. Abbildung 7) und sich gleichzeitig die Pulsspitzenleistung, allerdings kontinuierlich, reduziert (vgl. Abbildung 22). Erhöht man ausgehend von 1 kHz die Pulsfrequenz des Güteschalters (Abbildung 28 b-d), so nimmt die Eindringtiefe zu. Besonders ausgeprägt ist dieser Effekt beim Wechsel von 1 nach 2 kHz. Eine weitere Erhöhung der Frequenz über 4 kHz hinaus führt allerdings wiederum zu einer deutlichen Abnahme der Ablationstiefe. Setzt man diese Ergebnisse mit den Messungen der Leistungsgrößen der Laserstrahlung in Beziehung, so stellt man fest, daß sowohl ein Einfluß der mittleren Strahlungsleistung, als auch der Pulsspitzenleistung auf den Abtrag vorliegt. Während im unteren Frequenzbereich die Ablationsmenge im wesentlichen der mittleren Strahlungsleistung folgt, verliert sich dieser Einfluß bei Frequenzen oberhalb von 4 kHz und die Abnahme der Pulsspitzenleistung macht sich in verminderter Ablationstiefe bemerkbar.

Die Untersuchungen der Einflußparameter zur Ablationstiefe wurden auch mit einer Wellenlänge von 532 nm durchgeführt. Die Meßwerte sind in Tabelle 7 im Anhang C zusammen-

gefaßt. Schon aufgrund der geringeren Leistung ist die Abtragtiefe kleiner als im Infrarotbetrieb. Vor allem aber besteht ein großer Unterschied im Einfluß der Leistungsgrößen. Der maximale Abtrag besteht bei 532 nm für Pulsfrequenzen zwischen 1 bis 2 kHz. Dies deutet auf eine stärkere Dominanz des Einflusses der Pulsspitzenleistung hin. Allerdings muß auch festgestellt werden, daß der bei 532 nm gemessene starke Abfall der Pulsspitzenleistung (s. Abbildung 22) von 3 nach 4 kHz sich nicht auf die Prozeßergebnisse auswirkt.

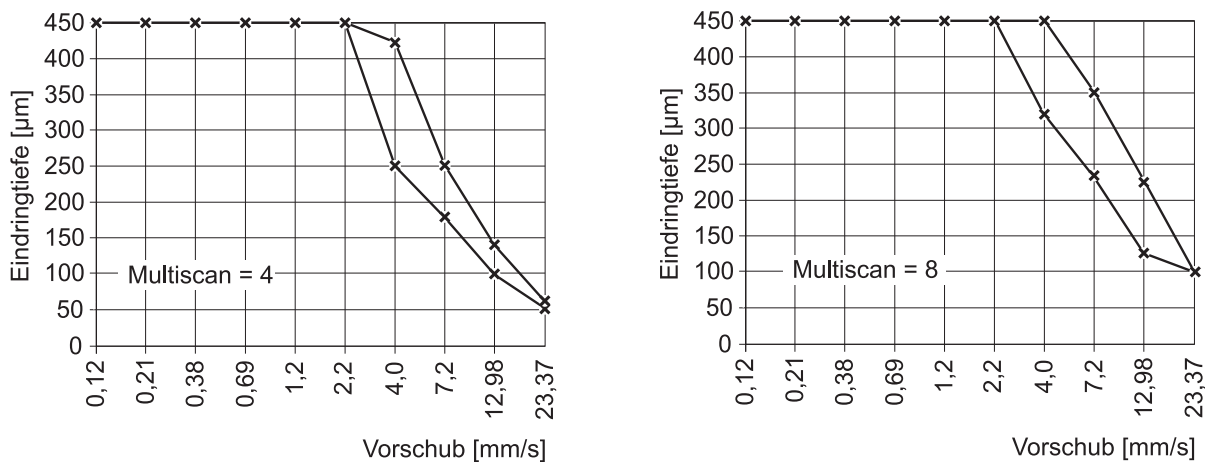


Abbildung 29: *Eindringtiefen in Silizium bei Mehrfachscan*

Die bei Kurzpulslasern häufig angewandte Methode des Mehrfachscans wurde herangezogen, um eine Steigerung der Abtragtiefe zu erzielen. Zur Untersuchung dieses Verfahrens bezüglich der Strukturierung von Silizium mit Nd:YAG-Laserstrahlung wurde Silizium 2-, 4-, und 8-fach abgescannt. Es kann festgestellt werden (vgl. Abbildung 28 und 29), daß dieses Multiscanverfahren tatsächlich eine Steigerung der Eindringtiefe bewirkt. Die Zunahme der Eindringtiefe ist abhängig von Pulsfrequenz und Vorschub. Sie übersteigt allerdings in keiner Einstellung den 1,5-fachen Wert der Eindringtiefe eines Einzelscans. Für den praktischen Einsatz dieses Verfahrens ist zu bedenken, daß sich durch eine erhöhte Anzahl von Scans die Prozeßzeit wesentlich verlängert. Es wurde zudem beobachtet, daß die Schnittfuge trotz optimaler Fokusslage keine parallelen Wände bildet, sondern V-förmige Gestalt annimmt.

### 5.3 Ablagerungen

Die bei der Ablation von Silizium verwendete Leistungsdichte von bis zu  $10^{10} \text{ W/cm}^2$  führt zum Aufschmelzen und zum Verdampfen bestimmter Bereiche der WEZ. Sowohl in der sich ausbildenden Schnittfuge, als auch auf der Waferoberfläche entstehen Ablagerungen, die sich in Abhängigkeit der Prozeßparameter unterschiedlich darstellen. Neben der mittleren

Leistung stellt insbesondere die Vorschubgeschwindigkeit einen erheblichen Einflußfaktor dar.

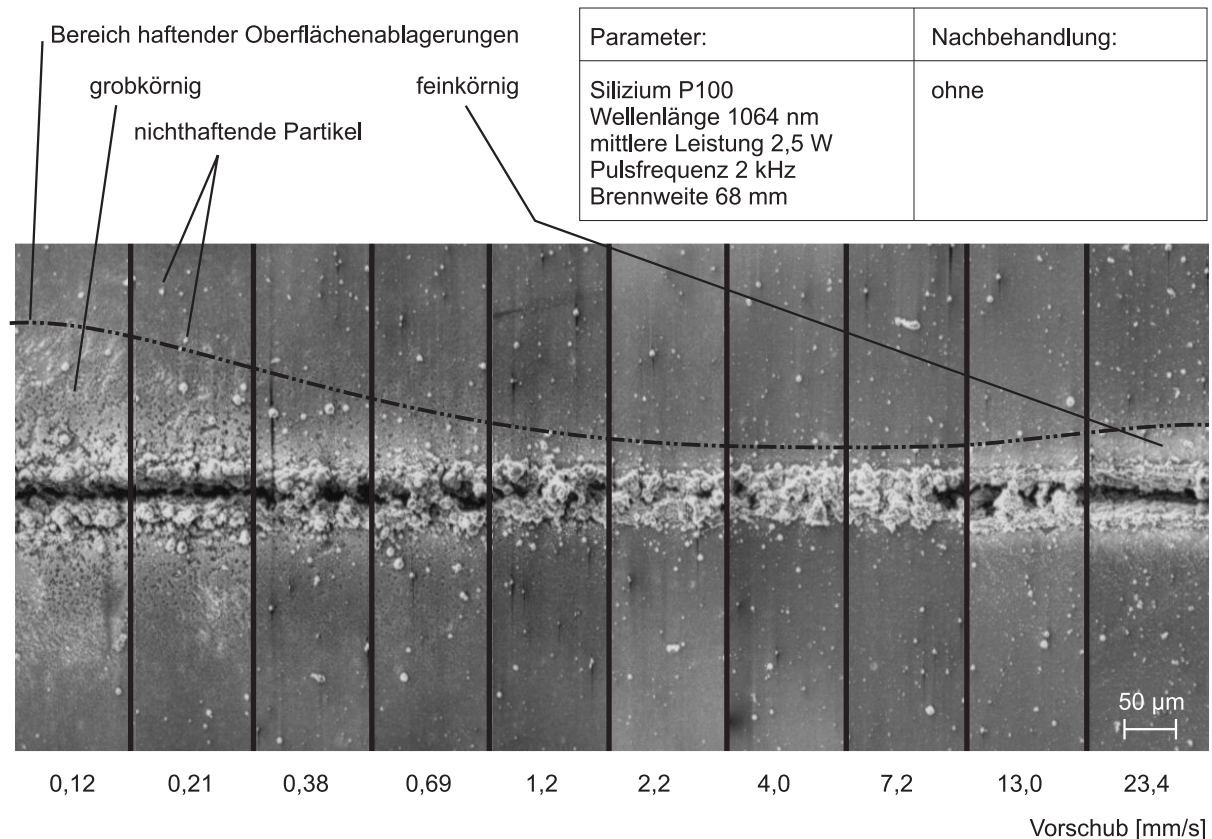


Abbildung 30: Ablagerungen nach Siliziumschnitten mit unterschiedlichem Vorschub

Abbildung 30 zeigt eine Reihe geschnittener Siliziumwafer mit  $\lambda = 1064 \text{ nm}$ ,  $f_Q = 2 \text{ kHz}$ ,  $P_m = 1,9 \text{ W}$ . Die Vorschubgeschwindigkeit wurde von  $v = 0,12 \text{ mm/s}$  bis  $23,4 \text{ mm/s}$  variiert. Der oberflächennahe Anteil der Schmelze und das verdampfende Material wird mit hoher kinetischer Energie aus der Schnittfuge herausgeschleudert und erstarrt nach Abkühlung. Die Erstarrung erfolgt zu einem Teil in der umgebenen Atmosphäre, zum anderen Teil allerdings erst nach Niederschlag auf dem Substrat. Auf diese Weise entstehen Ablagerungen auf der Waferoberfläche, die durch einfaches Abblasen nicht zu entfernen sind. Es läßt sich beobachten, daß die Verunreinigungen auf der Oberfläche mit steigender mittlerer Strahlungsleistung zunehmen. Insbesondere ist die Gestalt dieser Ablagerungen aber abhängig von der Vorschubgeschwindigkeit. Variiert man diese über einen größeren Bereich, so stellt man folgendes fest: Bei Geschwindigkeiten von  $0,1$  bis etwa  $0,5 \text{ mm/s}$  besteht zu beiden Seiten der Schnittfuge ein jeweils ca.  $100 \mu\text{m}$  breiter Bereich von abgelagerten Partikeln. Die Menge sichtbar abgelagerten Materials nimmt mit zunehmendem Vorschub ab, bis ab etwa  $1 \text{ mm/s}$  dieser Streifen nur noch zu erahnen ist. Obwohl die Gesamtmenge aufgeschmol-

zenen Materials bei weiterer Vorschubsteigerung abnimmt, ist ab etwa 3 mm/s wiederum eine Zunahme von Partikeln auf der Oberfläche zu bemerken, die allerdings eine sehr viel geringere Korngröße aufweisen, als im unteren Geschwindigkeitsbereich. Auch die Breite der Streifen ist geringer, sie erreicht bei 10 mm/s ca. 35  $\mu\text{m}$  zu beiden Seiten der Schnittfuge.

Betrachtet man die Ablagerungen in der Schnittfuge, so lassen sich folgende Beobachtungen machen: Ausgehend von einer Vorschubgeschwindigkeit von 0,1 mm/s hinterläßt der Laserprozeß in der Fuge aufgeschmolzenes, wieder erstarrtes Material. Dieses Material weist eine hohe Porosität auf. Mit zunehmendem Vorschub werden die Ablagerungen dichter, die Porosität nimmt sichtbar ab. Ab ca. 4 mm/s ist zu sehen, daß oberflächennahe Bereiche der Schnittfuge völlig frei sind von Schmelzrückständen, während sich in tieferen Regionen der Fuge noch Schmelzrückstände befinden. Bei Geschwindigkeiten oberhalb von 7 mm/s ist die Fuge völlig frei von erstarrtem Material.

Die Menge an flüchtigen und nichtflüchtigen Reaktionsprodukten entspricht dem ablatierten Material, sie ist also letztlich abhängig von der Geometrie der Schnittfuge. Korreliert man die Beobachtungen der Ablagerungen in der Fuge und auf der Waferoberfläche, so lassen sich in Abhängigkeit der Vorschubgeschwindigkeit drei Bereiche unterscheiden:

1. Die im unteren Geschwindigkeitsbereich von 0,1 bis ca. 0,5 mm/s relativ lange Einwirkungsdauer der Strahlungsleistung auf einen lokal begrenzten Bereich führt zur Entstehung von Schmelze und zu explosionsartigem Verdampfen von Silizium. Das Entstehen und Zerplatzen von Dampfblasen ist die treibende Kraft zum Stofftransport von Schmelze außerhalb der Strahleinwirkungszone. Auf diese Weise wird ein Teil der Schmelze innerhalb der Schnittfuge in entferntere Bereiche befördert und erstarrt dort. Ein anderer Teil der Schmelze wird aus der Schnittfuge geschleudert und schlägt sich auf der Waferoberfläche nieder. Die Erstarrung erfolgt teilweise in der Atmosphäre, zum anderen Teil erst auf der Oberfläche, was sich anhand von punktuellen Änderungen der Kristallstruktur des Siliziums außerhalb der Bearbeitungszone nachweisen läßt (s. Abbildung 47, Beispiel Argon, sowie Abbildung 41: Ausschnittvergrößerung).
2. Mit zunehmender Geschwindigkeit bis in den Bereich weniger mm/s wird weniger Strahlungsleistung pro abgescanter Strecke in das Material eingebracht. Da der Wafer nicht mehr durchgeschnitten, sondern nur noch bis in bestimmte Tiefen geritzt wird (s. Abbildung 28), wird die Laserstrahlung nahezu vollständig absorbiert. Es besteht somit ein Gleichgewicht zwischen der absorbierten Strahlung und der Menge ablatierten Materials. Da nun weniger Schmelze zur Verfügung steht und außerdem ein geringerer Anteil an Schmelze verdampft, reicht der entstehende Druck offensichtlich nicht mehr aus, die Schmelze aus der Schnittfuge zu treiben. Sie verbleibt dort und er-

startet aufgrund des geringeren Verdampfungsanteils weniger porös als bei langsameren Vorschubgeschwindigkeiten.

3. Eine weitere Steigerung des Vorschubs führt bei gleichbleibender Abkühlgeschwindigkeit dazu, daß längs der Schnittfuge zu jedem Zeitpunkt eine größere Menge an Schmelze existiert, die teilweise verdampft. Der dadurch entstehende hohe Druck reicht aus, um die nunmehr aufgrund der kleineren Abtragstiefe geringere Gesamtmenge an Schmelze nahezu vollständig aus der Fuge zu treiben. Aufgrund des hohen Drucks wird die Schmelze sehr fein zerstäubt und schlägt sich wie oben beschrieben auf der Waferoberfläche nieder.

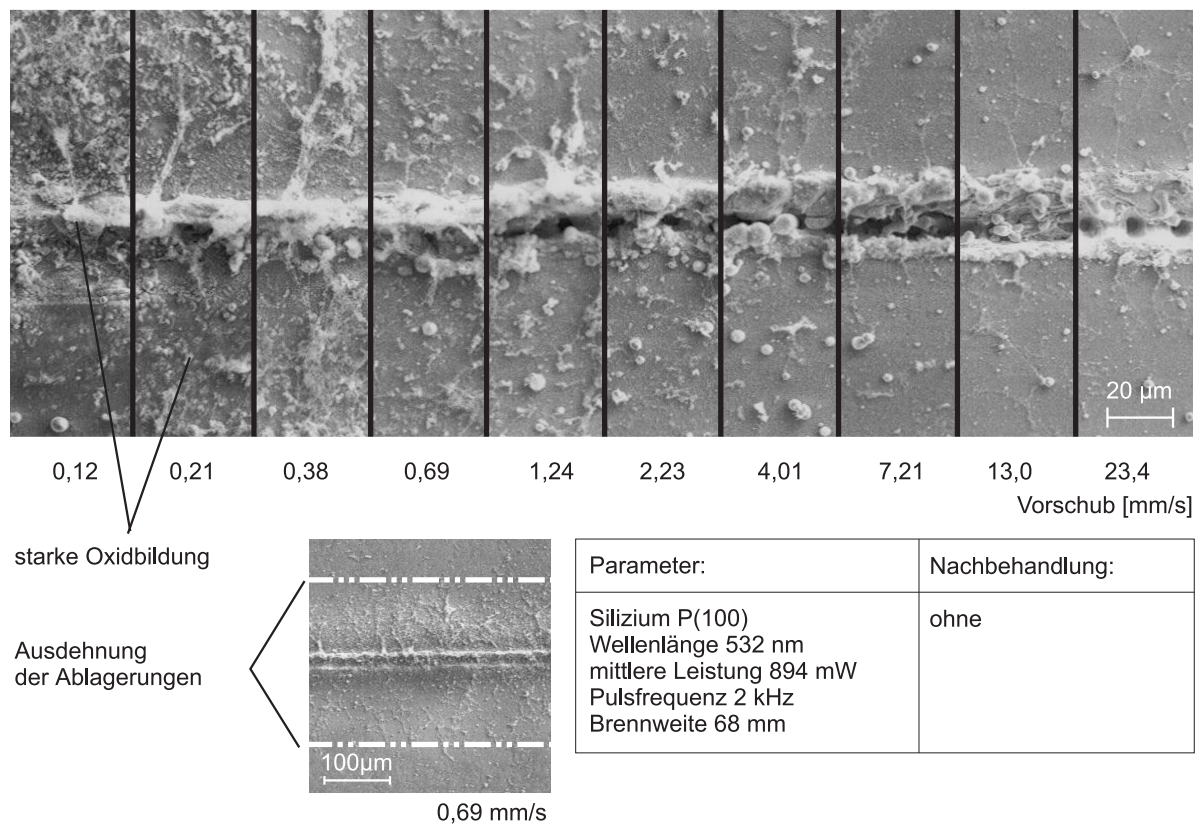


Abbildung 31: Ablagerungen beim Laserritzen von Silizium bei  $\lambda = 532 \text{ nm}$

Ritzt man Siliziumwafer mit einer Wellenlänge von 532 nm, so läßt sich ähnliches beobachten wie bei der Grundwellenlänge des Lasers (s. Abbildung 31). Durch die Verwendung der kleineren Wellenlänge und einer kürzeren Objektivbrennweite fällt die Schnittfuge schmäler aus. Da die Gesamtmenge aufgeschmolzenen Materials kleiner ist, fallen auch die Ablagerungen insgesamt geringer aus. Im Gegensatz zu der mit  $\lambda = 1064 \text{ nm}$  prozessierten Probe (vgl. Abbildung 30) ist die Schnittfuge auch bei kleinem Vorschub vollständig mit Ablagerungen



verschlossen. Mit steigendem Vorschub tritt die Schmelze zunehmend aus der Schnittfuge aus. Bei der in Abbildung 31 höchsten Vorschubgeschwindigkeit von 23,4 mm/s ist wegen der geringen Überdeckung die Wirkung einzelner Pulse zu sehen.

### 5.3.1 Stöchiometrische Untersuchungen

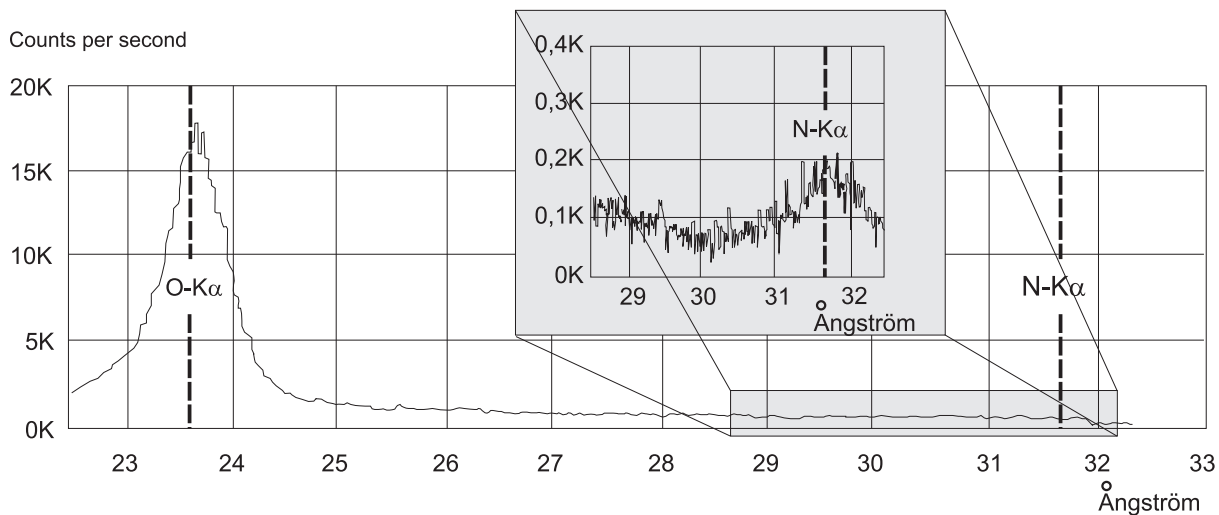


Abbildung 32: WDX-Analyse der Waferoberfläche einer lasergeschnittenen Probe

Nach einer Beschreibung der Entstehung der Ablagerungen und des Wirkmechanismus für den Schmelzaustrieb stellt sich die Frage nach der Zusammensetzung von Ablagerungen und Schmelze. RDX-Analysen ergaben für die Prozessierung in Umgebungsluft Silizium-Sauerstoff Verbindungen der Stöchiometrie  $\text{SiO}_2$ . Um noch weitere Bestandteile nachweisen zu können, wurden auch WDX-Analysen durchgeführt. Abbildung 32 zeigt eine WDX-Analyse eines lasergeschnittenen Siliziumwafers direkt an der Schnittkante auf der Waferoberfläche. Man sieht, daß auf der Sauerstofflinie O-K $\alpha$  zahlreiche Peaks zu verzeichnen sind. Neben Siliziumdioxid würde man aufgrund der hohen Temperaturen und des vorhandenen Stickstoffs in der Luft auch die Bildung von Siliziumnitrid erwarten. Wie aus Abbildung 32 ersichtlich, läßt sich erst bei sehr starker Maßstabsvergrößerung auf der Stickstofflinie N-K $\alpha$  eine leichte Schwellung ausmachen, die sich aber nur gering vom Rauschen abhebt. Auch in der Schnittfuge wurden WDX-Analysen durchgeführt. Es konnte im Vergleich zur Waferoberfläche kein Unterschied festgestellt werden.

Um die Verteilung der Siliziumdioxidablagerungen auf der Oberfläche zu bewerten, wurde eine 4 mm breit geschnittene Probe quer zu den Laserschnitten entlang drei verschiedener Linien auf der Oberfläche abgetastet. Abbildung 33 zeigt die Konzentration von  $\text{SiO}_2$ -Partikeln. In der Meßkurve sind Counts per Second über der Position des Meßortes auf dem

Wafer aufgetragen. Die Prozesse wurden bei allen durchgeführten WDX-Untersuchungen mit einer Wellenlänge von 1064 nm, einer Pulsfrequenz von 1 kHz und einem Vorschub von 0,6 mm/s durchgeführt.

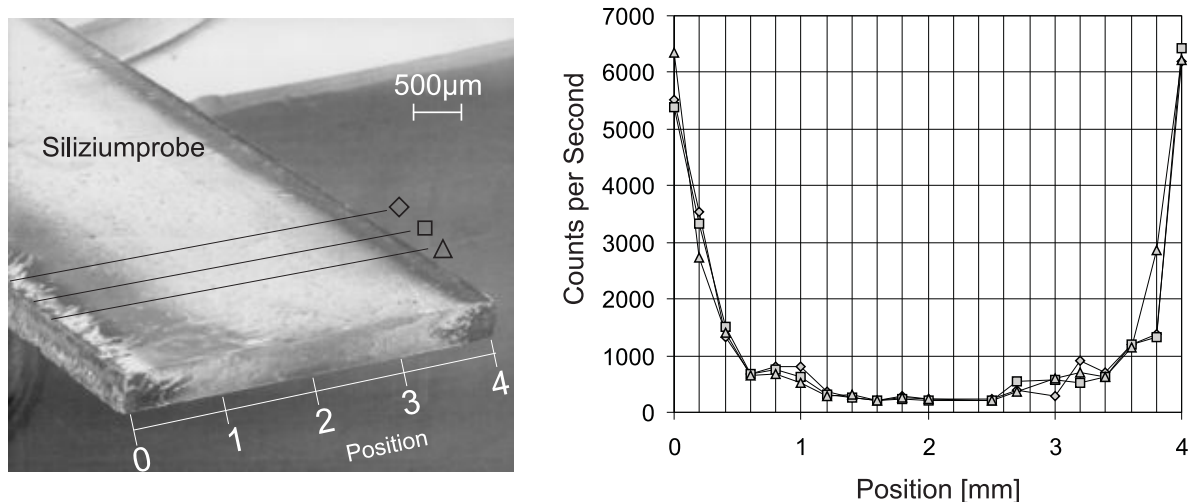


Abbildung 33: Ablagerungen: SiO<sub>2</sub> – Konzentration

Alle durchgeführten Messungen zeigen übereinstimmend erwartungsgemäß in der Nähe der Schnittkanten eine sehr hohe Oxidkonzentration, die mit zunehmender Entfernung zur Schnittkante abnimmt.

### 5.3.2 Entfernung von Ablagerungen

Die Entfernung der Ablagerungen, deren Vermeidung und die Verminderung von morphologischen Oberflächenveränderungen sind von erheblicher Bedeutung für die Nutzung von Laserstrukturierungsverfahren. Schmelzrückstände innerhalb der Schnittfuge führen nach ihrer Erstarrung zu einer unvollständigen Trennung von Werkstücken. Aufgrund ihrer vorangegangenen thermischen Belastung bewirken sie außerdem Veränderungen des mechanischen Verhaltens lasergefertigter Komponenten (s. Kap. 5.5). Rückstände auf der Oberfläche können je nach Gestaltung des Bauteils zu mechanischen oder elektrischen Fehlfunktionen führen und zudem nachfolgende Technologieschritte, wie z. B. das Bonden behindern.

Die Ablagerungen auf der Waferoberfläche lassen sich zum Teil mit einem in der Mikrotechnologie verbreiteten Ultraschallreinigungsbad entfernen. Abbildung 34 zeigt die Probe aus Abbildung 30 nach einer Ultraschallreinigung in Aceton und 2-Propanol. Besonders in geringerer Vergrößerung, links im Bild exemplarisch für Vorschubgeschwindigkeiten von 0,69 mm/s, 1,24 mm/s und 2,23 mm/s aufgezeigt, wird deutlich, daß ein im allgemeinen

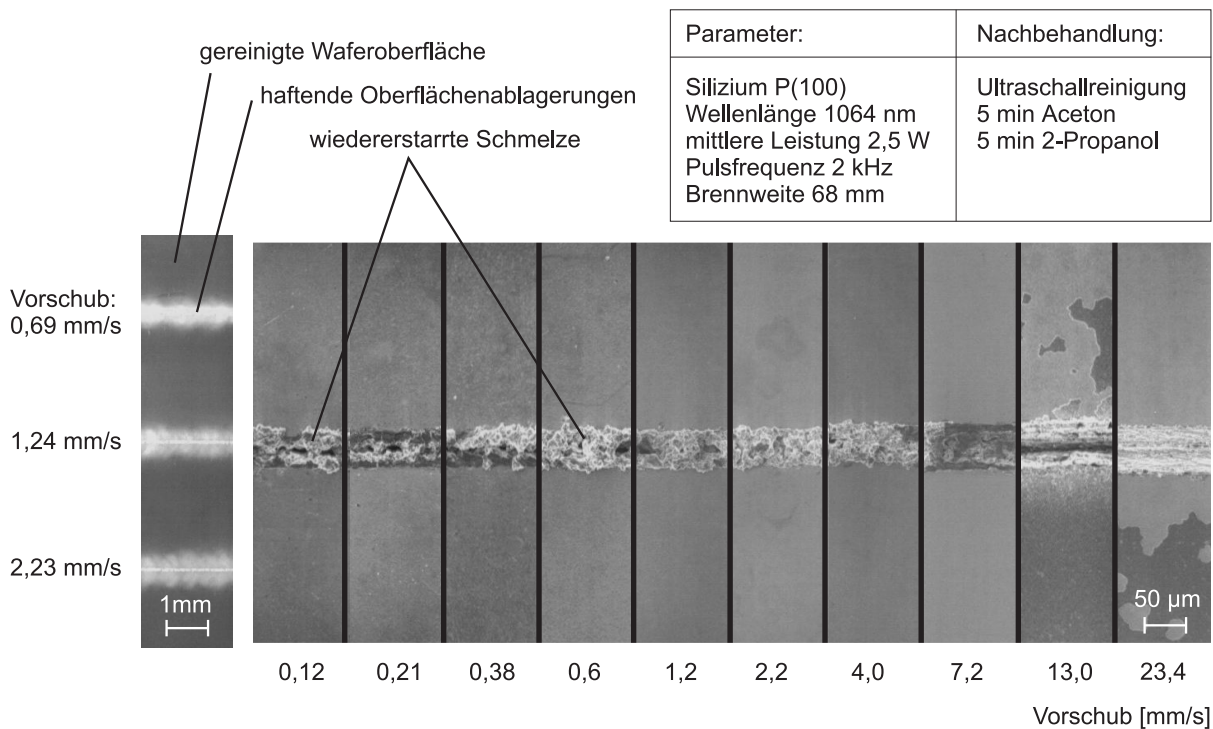


Abbildung 34: Ablagerungen nach Ultraschallreinigung

nicht tolerierbarer Schleier auf der Oberfläche verbleibt. Dies ist ein Hinweis darauf, daß nicht alle Partikel schon in Luft erstarren, sondern durch Kräfte auf der Oberfläche gehalten werden, indem sie sich beispielsweise in die Waferoberfläche einbrennen. Die Ablagerungen in der Schnittfuge bleiben von einer Ultraschallreinigung größtenteils unberührt. Allenfalls kommt es an der Oberfläche zu vereinzelten Ablösungen. Eine Grundreinigung in einem Sprühprozessor mit einer üblichen  $\text{H}_2\text{O}_2$  und  $\text{H}_2\text{SO}_4$ -Behandlung ergibt weder für die Waferoberfläche, noch für die Schnittfuge merkliche Verbesserungen.

Für eine effektive Entfernung der Ablagerungen lassen sich die Ergebnisse aus den WDX-Untersuchungen nutzen: Die stöchiometrischen Untersuchungen haben gezeigt (s. Kap. 5.3.1), daß die Ablagerungen aus Silizium- und Sauerstoffkomponenten bestehen. Siliziumdioxid läßt sich in Flußsäure ätzen. Eine Behandlung der Proben in 40% HF entfernt einen erheblichen Anteil der Ablagerungen auf der Waferoberfläche (Abbildung 35). Das selektive Abtragen von Siliziumdioxid in einem HF-Ätzbad zeigt im Vergleich zur unbehandelten Probe (Abbildung 30), daß bei kleinen Vorschubgeschwindigkeiten erstarrte Siliziumschmelze auf einen Bereich nahe der Schnittfuge beschränkt bleibt und ein erheblicher Anteil der Ablagerungen aus Siliziumdioxid besteht. Wird die Vorschubgeschwindigkeit erhöht, so wird auch in entfernteren Bereichen der Schnittzone Silizium abgelagert. Die Anteile an abgelagertem Oxid gehen stark zurück.

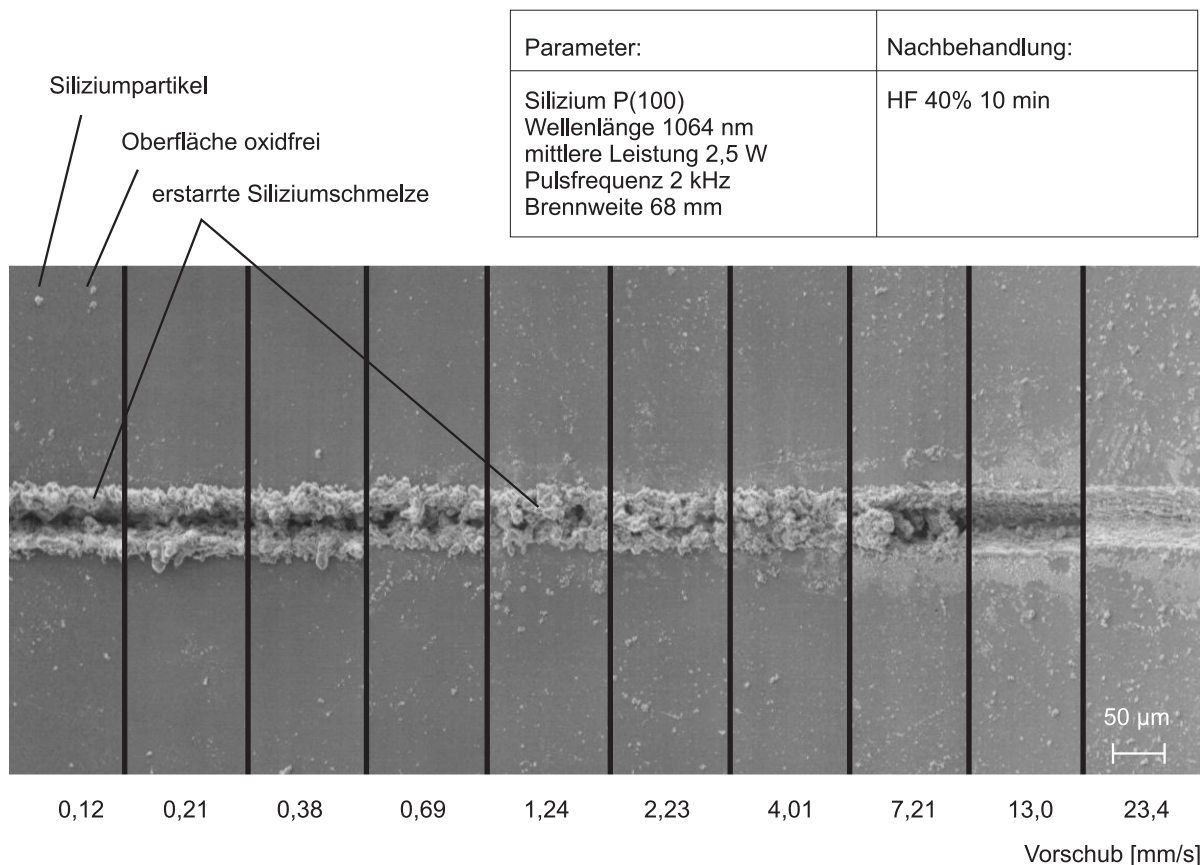


Abbildung 35: Ablagerungen bei  $\lambda = 1064 \text{ nm}$  nach HF-Ätzbad

Neben den Oxidablagerungen auf der Waferoberfläche lassen sich auch die auf der Schnittfläche vorhandenen Oxidanteile (s. Kap. 5.3.1) durch eine fünfminütige HF-Behandlung entfernen, wie durch WDX-Untersuchungen nachgewiesen werden konnte. Abbildung 36 zeigt die Schnittfuge eines im Schnitt aufgebrochenen Siliziumwafers. Es ist zu erkennen, daß erstarre Siliziumschmelze unabhängig von einer Behandlung mit Flußsäure in der Fuge verbleibt. Durch WDX-Messungen auf der erstarrten Schmelze konnte trotz Ätzen in Flußsäure noch Sauerstoff nachgewiesen werden (Abbildung 36, Meßkurve unten). Messungen auf der Fläche der Schnittfuge dagegen zeigten keinerlei Oxid für diese Bereiche (Abbildung 36, Meßkurve oben). Da man davon ausgehen kann, daß Flußsäure sämtliche an Oberflächen befindlichen Siliziumdioxidreste entfernt, läßt sich aus den Messungen schließen, daß es sich um in der Schmelze eingeschlossene Oxidanteile handelt, die mit der Flußsäure nicht in Kontakt geraten und nicht herausgelöst werden..

Auch die Reinigung von Wafern, die mit einer Wellenlänge von 532 nm bearbeitet worden sind, wurde untersucht. Betrachtet man Abbildung 31, so scheinen beim Prozessieren mit  $\lambda = 532 \text{ nm}$  die Ablagerung anteilmäßig noch stärker aus Siliziumdioxid zu bestehen, als bei der Grundwellenlänge. Entfernt man diese in einem HF-Ätzbad, so stellt man fest, daß

Parameter:	Nachbehandlung:
Silizium P(100) Wellenlänge 1064 nm mittlere Leistung 2,5 W Pulsfrequenz 2 kHz Brennweite 68 mm	HF 40 % 10 min

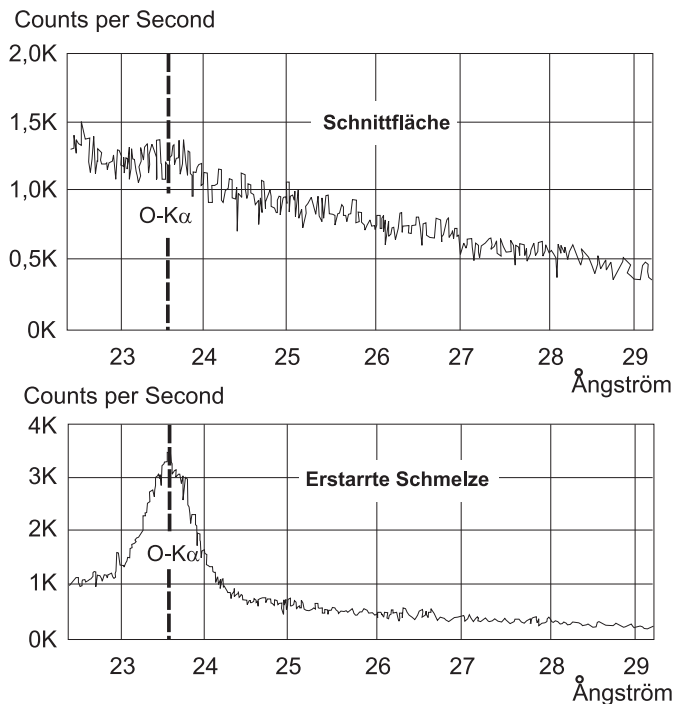
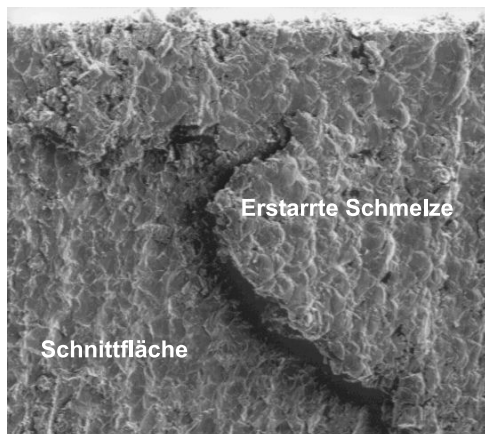


Abbildung 36: Schnittfuge bei  $\lambda = 1064 \text{ nm}$  nach 40% HF-Ätzbad

bei geringen Schnittgeschwindigkeiten die Menge verdampften Materials nicht ausreicht, um die Schnittfuge von einem nennenswerten Teil der Schmelze zu befreien (Abbildung 37). Erst mit zunehmendem Vorschub tritt die Schmelze aus der Fuge aus, um im Randbereich wieder zu erstarren. Der Vergleich der beiden Abbildungen macht auch deutlich, daß die Bildung von Siliziumdioxid im unteren Geschwindigkeitsbereich, also bei längerer Strahleinwirkungsdauer auf die Schmelzzone, verstärkt auftritt und mit zunehmendem Vorschub erheblich an Bedeutung verliert.

Nach der Beseitigung des Oxids stellt sich nun die Frage nach einer Möglichkeit, auch die Siliziumschmelze aus der Schnittfuge und von der Waferoberfläche zu entfernen. In der Metallverarbeitung werden beim Schneiden mit Laserstrahlung üblicherweise Schneiddüsen eingesetzt, die die Aufgabe übernehmen, mittels eines Schneidgases die Schmelze während des Schneidvorgangs aus der Schnittfuge auszutreiben [Sem 88]. Dies ist in der Mikromechanik wegen der geringen Spaltbreiten und wegen der Fragilität der Substrate, insbesondere wenn es sich um Siliziummembranen handelt, wenig praktikabel. Daher ist der Druck des verdampfenden Siliziums die einzige Kraft, die zu einer Austreibung der Schmelze während des Prozesses führen kann. Andere Effekte arbeiten dagegen, beispielsweise werden aufgrund der geometrischen Abmessungen der Schnittfuge (s. Abbildung 25 und 26) erhebliche Kapillarkräfte wirken. Die Möglichkeit, durch vielfaches Abscannen der Schnittfuge mit dem Laserstrahl die Schmelze größtenteils auszutreiben, konnte mit 1064 nm Wellenlänge für

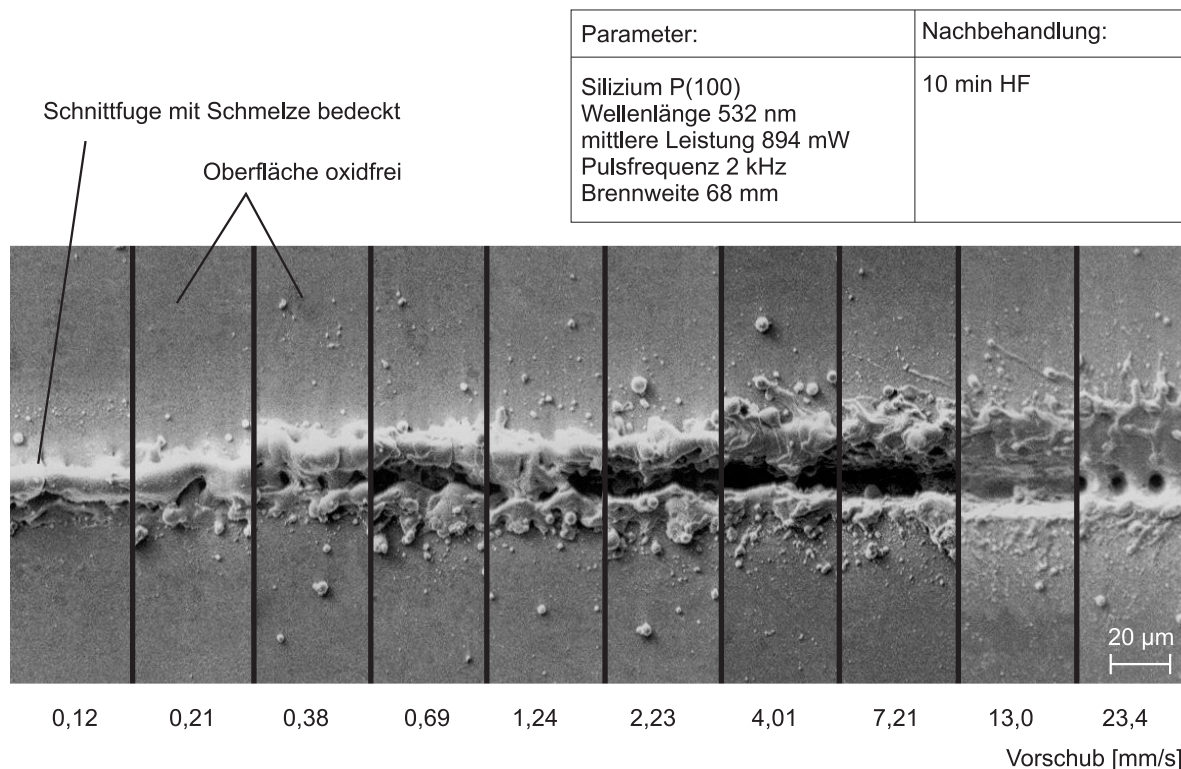


Abbildung 37: Ablagerungen bei  $\lambda = 532 \text{ nm}$  nach 40% HF-Ätzbad

die Stärke eines Wafers von  $500 \mu\text{m}$  erfolgreich durchgeführt werden. Allerdings kann dieses Verfahren nicht befriedigen, da die Prozeßzeit um ein Vielfaches erhöht wird und ferner Nachteile hinsichtlich der strukturellen Veränderungen in der Wärmeeinflußzone zu erwarten sind.

Da also Verfahren des Schmelzaustriebs während des Laserschneidens zu versagen scheinen, wurde untersucht, inwieweit sich Schmelzrückstände aus der Schnittfuge und Oberflächenablagerungen nach dem Schneidprozeß entfernen lassen.

Nach einer 10-minütigen HF-Behandlung zur Entfernung des Siliziumdioxids wurden laser-geschnittene Siliziumproben isotrop in einer HNA-Lösung geätzt, bestehend aus HF,  $\text{HNO}_3$  und  $\text{CH}_3\text{COOH}$ . Die Ätzrate des Siliziums betrug dabei  $60 \mu\text{m}/\text{min}$ . Die Oberflächenablagerungen der Proben waren schon nach 3 Minuten Ätzzeit vollständig entfernt.

In Abbildung 38 sieht man die Wirkung eines 5-minütigen isotropen Ätzangriffs nach vorangegangener HF-Behandlung. Die Oberflächen sind frei von Ablagerungen. Die Schnittfugen allerdings ließen sich auf diese Weise in keinem Vorschubgeschwindigkeitsbereich von Schmelze befreien. Abbildung 38 lassen sich darüberhinaus die unterschiedlichen Auswirkungen der variierten Vorschubgeschwindigkeit entnehmen. Bei sehr langsamen Vorschub wird der Effekt deutlich, daß in der Schnittmitte, wie oben beschrieben, Material vom La-



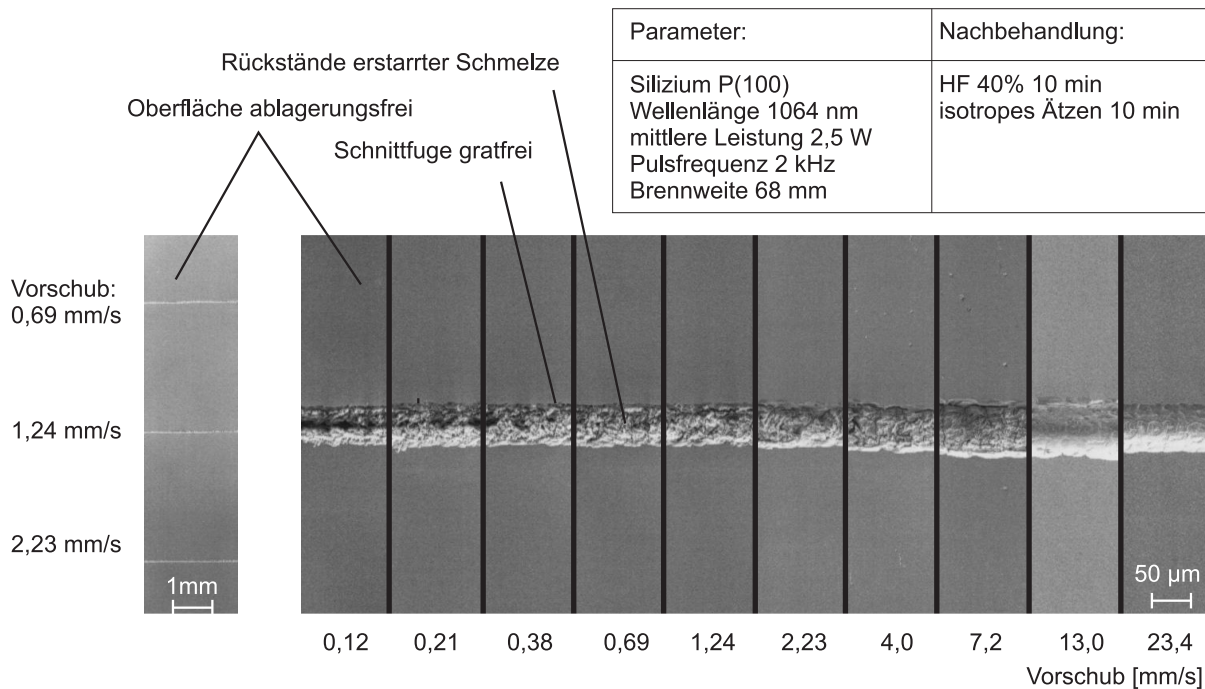


Abbildung 38: Schnittfuge nach HF- und isotropem Siliziumätzen

serstrahl geschmolzen und verdampft wurde. Mit zunehmendem Vorschub wird die erstarrte Schmelze kompakter und die freie Zone weniger keilförmig. Erst mit hohem Vorschub ist die Schnittzone schmelzfrei und nimmt wiederum eine V-Form an. Die Ätzrate und damit auch die Oberflächengüte ist beim isotropen Ätzen stark abhängig von lokaler Ätzbadkonzentration, Temperatur und Strömung. Es ist daher mit einfachen Mitteln schwierig, befriedigend ebene und glatte Oberflächen zu erzeugen, die für eine weiterführende Prozessierung im Technologieablauf einer Mikrostruktur, z. B. Bonden, geeignet sind. Diese Schwierigkeiten erhöhen sich mit zunehmender Ätzdauer, so daß Versuche, mit längeren Einwirkungszeiten einen größeren Effekt zu erzielen, wenig vielversprechend erscheinen. Das Ziel, die Siliziumschmelze aus der Schnittfuge zu entfernen, konnte mit dem eingesetzten isotropen Ätzbad nicht realisiert werden.

Der Versuch, die Schnittfuge freizuätzen, wurde mit Kaliumhydroxid, einem in der Mikro-technik weit verbreiteten anisotropen Ätzmedium, wiederholt. Wie bei der Behandlung mit isotroper Ätze wurden die Oberflächenablagerungen schnell und leicht entfernt. Es wurde im Gegensatz zum isotropen Ätzen außerdem festgestellt, daß sich die Schmelzanteile sehr gut in einem KOH-Ätzbad aus der Schnittfuge herauslösen lassen.

Nach 5 minütigem Ätzangriff der Kalilauge mit 30% Konzentration bei 70°C sind noch geringe Schmelzrückstände in der Schnittfuge zu erkennen (Abbildung 39). Auf der Waferoberfläche verbleiben noch geringfügige Oberflächenablagerungen. Nach 10 minütiger Ätzzeit

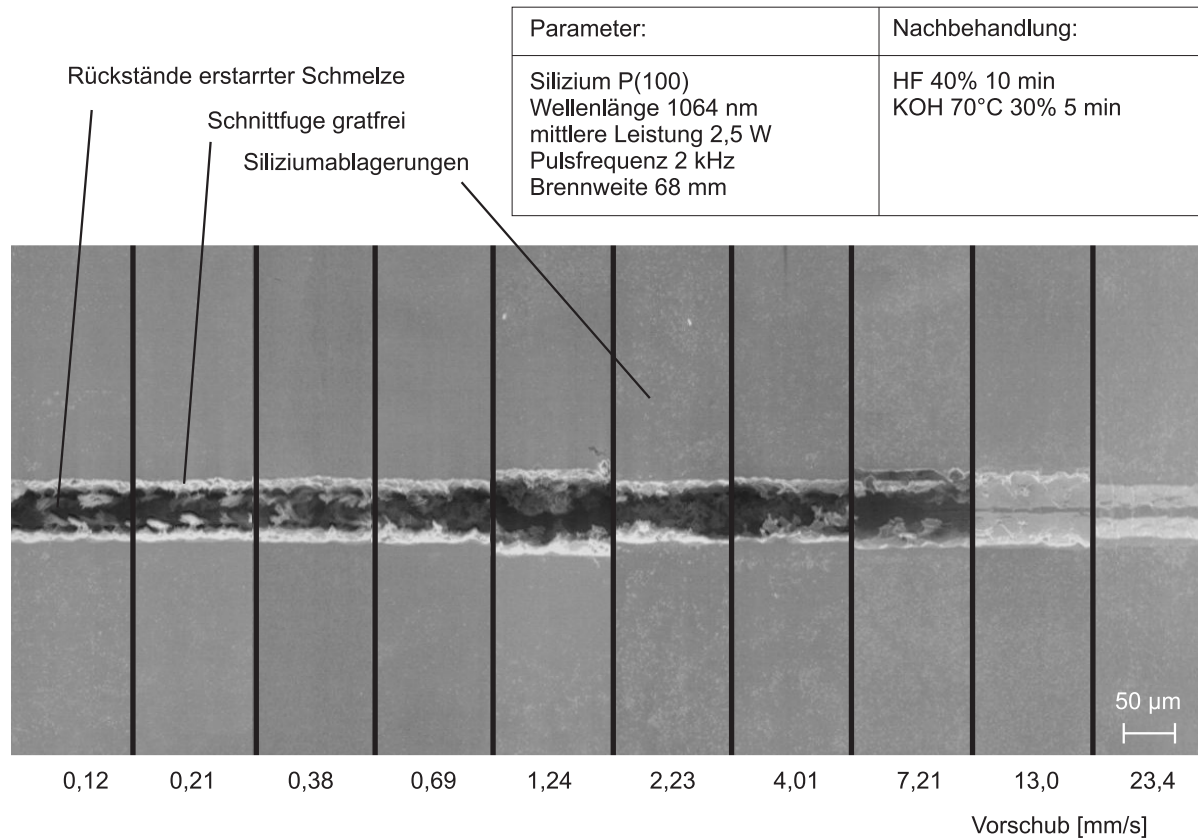


Abbildung 39: Ablagerungen nach 5 min 70°C 30% KOH-Ätzbad

bzw. 5 µm Ätztiefe der (100)-Ebenen im Einkristall ist die Waferoberfläche ablagerungsfrei (Abbildung 40). Es bleibt eine rückstandsfreie, raue Schnittfugenoberfläche, deren Struktur sich an den Kristallebenen des Siliziumeinkristalls orientiert (Abbildung 40 oben).

Die verbleibende Siliziumschmelze, bei niedrigem Vorschub nahezu ausschließlich in der Schnittfuge, bei höheren Geschwindigkeiten zunehmend außerhalb des Schnittbereiches auf der Waferoberfläche, läßt sich mit Kaliumhydroxid vollständig entfernen. Der Siliziumwafer wird dabei in seiner Gesamtheit rückgedünnt. Allerdings hat sich gezeigt, daß die Ätzraten erstarrter Siliziumschmelze in KOH, auch aufgrund der günstigeren Verhältnisse von Angriffsfläche zu Volumen, wesentlich höher ist, als die des kompakten Siliziumeinkristalls, so daß die Rückdünnung des Wafers auf wenige Mikrometer beschränkt ist. Anisotropes Ätzen mit KOH ist ein Standardverfahren zur Strukturierung von Silizium in der Mikrotechnik. Daher läßt sich ein solcher Schritt zur Entfernung von Schmelzrückständen verhältnismäßig leicht in mikrotechnische Prozeßabfolgen integrieren. Dies erfordert natürlich schon in der Konzeption der Technologieschritte Berücksichtigung, insbesondere hinsichtlich der Verträglichkeit der Prozeßabfolge und der auf der Probe befindlichen Funktionsschichten.



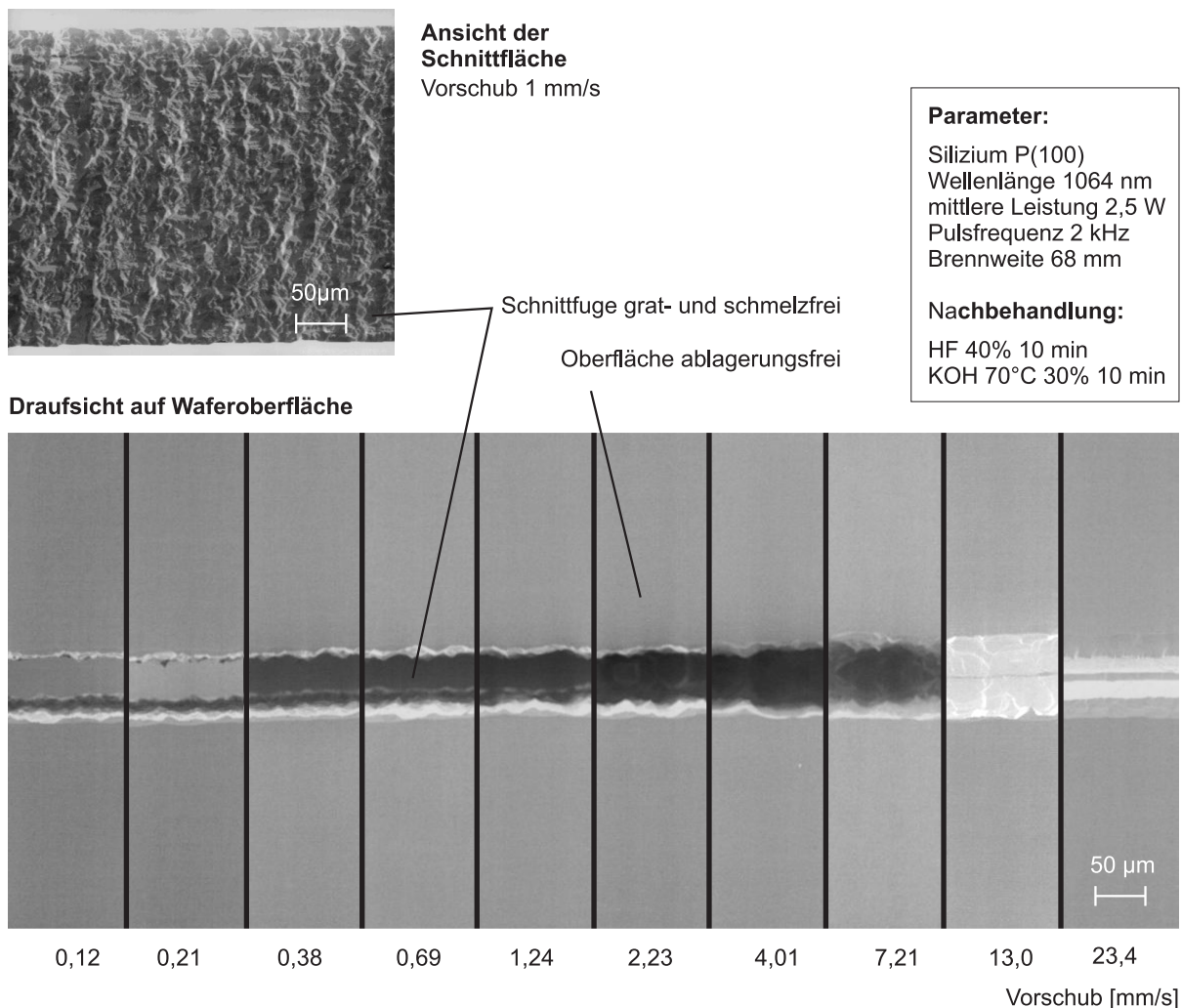


Abbildung 40: Ablagerungen nach 10 min 70°C 30% KOH-Ätzbad

### 5.3.3 Prophylaktische Maßnahmen

Läßt der Technologieablauf des mikromechanischen Bauelements eine Rückdünnung des Wafers nicht zu, so müssen Maßnahmen zur Verhinderung des Ätzangriffs auf der Oberfläche ergriffen werden. Es bietet sich die Verwendung von Schutzschichten an, die neben ihrer Funktion als Ätzstopp den Vorteil haben, die Waferoberfläche vor Partikeleinbrand und anderen, insbesondere auch mechanischen Beschädigungen zu schützen. Die Schichten müssen dabei folgendem Anforderungsprofil entsprechen:

- Die physikalischen Eigenschaften aufgebrachtter Schichten müssen so beschaffen sein, daß der Laserstrukturierungsprozeß nicht negativ beeinflußt wird.
- Die Entfernung der Schicht nach der Strukturierung muß selektiv zum Substrat gewährleistet sein.

- Es sollten geeignete Wärmeeigenschaften vorliegen.
- Die Schichten sollten eine hohe Verfügbarkeit in der Standardmikrotechnologie haben.

Um den Prozeß des Laserschneidens nicht zu beeinflussen, sollten die Schichten eine hohe Transparenz bezüglich der verwendeten Wellenlängen aufweisen. Sie sollten beständig gegen Kalilauge sein, da sie in diesem Falle zugleich genutzt werden können, um das Substrat vor einem Ätzangriff beim Entfernen der Schmelze aus der Schnittfuge zu schützen. Ein hoher Schmelzpunkt sowie ein geringer Wärmeleitkoeffizient verhindern das Durchbrennen flüssiger Schmelze bis auf die Waferoberfläche oder ein zur Änderung der Kristallstruktur führendes Aufheizen durch Schmelzanteile aufgrund von Wärmeleitung. Metalle als Schichtwerkstoffe zeichnen sich dadurch aus, daß sie sich im Rahmen der Standardverfahren der Mikrotechnik durch Sputtern schnell und einfach herstellen lassen. Metallische Schichten sind aber als Schutzschicht zur Lasermaterialbearbeitung schon aufgrund ihres hohen Wärmeleitkoeffizienten wenig geeignet. Viele Metalle sind zudem nicht gegen KOH beständig. Darüber hinaus liegt insbesondere bei Wellenlängen im sichtbaren Bereich beispielsweise für Gold und Kupfer ein hoher Absorptionsgrad vor.

Werkstoff	$T_s/^\circ\text{C}$	$\alpha/(\text{W/cm K})$
Silizium	1414	1,48
Siliziumdioxid	1713	1,4
Siliziumnitrid	1900	0,19
Gold	1064	3,17

Tabelle 2: *Thermische Eigenschaften verschiedener Werkstoffe [Lid 96]*

Stattdessen bieten sich insbesondere  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - und  $\text{SiO}_2$ -Schichtkonfigurationen an. Sie sind in der Mikrotechnologie verfügbar und für die verwendeten Wellenlängen in hohem Maße transparent. Die Schmelztemperatur  $T_s$  und die Wärmeleitfähigkeit  $\alpha$  sind im Vergleich zu Silizium und Gold in Tabelle 2 aufgelistet.

Im einzelnen wurden folgende Schichten bzw. Schichtkonfigurationen untersucht:

1. thermisches Siliziumoxid
2. PECVD-Siliziumoxid
3. PECVD-Siliziumnitrid
4. LPCVD-Siliziumnitrid

5. PECVD-Siliziumoxid auf PECVD-Siliziumnitrid
6. PECVD-Siliziumnitrid auf PECVD-Siliziumoxid
7. PECVD-Siliziumoxid auf LPCVD-Siliziumnitrid

Dabei stehen die Abkürzung PECVD für *plasma enhanced chemical vapour deposition* und LPCVD für *low pressure chemical vapour deposition*. N(100) Siliziumwafer wurden jeweils mit den entsprechenden Schichten beaufschlagt und nachfolgend mit Laserstrahlung strukturiert. Die Schmelze wurde in KOH entfernt, und schließlich wurden die Schutzschichten in Flußsäure entfernt.

Vergleicht man die thermischen Eigenschaften der Oxid- und Nitridschichten miteinander, so vermutet man vor allem aufgrund des geringeren Wärmeleitungskoeffizienten eine Überlegenheit der Nitrid- gegenüber den Oxidschichten. Allerdings wurden als Beschichtungsprozesse ausschließlich am Institut übliche Standardmaskierschichten verwendet, um die Prozesse kompatibel zu mikrotechnologischen Standards zu halten. Daher wurden die Oxidschichten mit einer Stärke von 600 nm, Nitridschichten jeweils mit 100 nm aufgebracht.

Untersucht man die Ergebnisse der Strukturierung, so ist festzustellen, daß keine der Schichtkonfigurationen Einfluß auf die Abtragstiefe genommen hat. Die Transparenz der Schichten ist bezüglich der verwendeten Wellenlängen so hoch, daß keine nennenswerte Strahlungsleistung in den Schichten absorbiert wird. Hinsichtlich der Prophylaxe von Schäden an der Waferoberfläche hat sich gezeigt, daß alle verwendeten Schichten erheblich bessere Ergebnisse zur Folge hatten, als das Strukturieren ohne Schutzschicht. Nach der oben beschriebenen Nachbehandlung in KOH und Flußsäure sind keinerlei Schmelz- oder Ablagerungsrückstände zu verzeichnen. Zudem zeichnen sich die Laserschnitte nun durch eine äußerst hohe Schärfe der Schnittkanten aus. Unterätzungen der Schichten wurden nicht festgestellt, daher ist offensichtlich die oben beschriebene Veränderung der Kristallstruktur entlang der Schnittkanten mittels der Schutzschichten wirksam unterdrückt worden. Unterschiede bestehen fast ausschließlich an den thermisch höchstbelasteten Stellen, dem Lasereinstich in das Material (Abbildung 41). Hier läßt sich feststellen, daß die Schichtzusammenstellung PECVD-Oxid auf LPCVD-Nitrid (Schichtkonfiguration Nr. 7) auch in diesem Bereich keinerlei Defekte aufweist, während sämtliche andere Varianten hier mehr oder weniger starke Schwachstellen zeigen. In Abbildung 41 sind die Einstichstellen einer Probe vor der Entfernung der Schichten (oben links) im Vergleich zu Proben mit Schichtabfolge 6 (PECVD-Siliziumnitrid auf PECVD-Siliziumoxid, unten links) und 7 (PECVD-Siliziumoxid auf LPCVD-Siliziumnitrid, rechts) dargestellt. Defekte der Schutzschichten werden nach dem KOH-Ätzen als pyramidenförmige Vertiefungen sichtbar, deren Flächen die (111)-Ebenen des Siliziumeinkristalls bilden. Am Rande sei noch bemerkt, daß es sich nicht unterscheiden läßt, ob ein Defekt

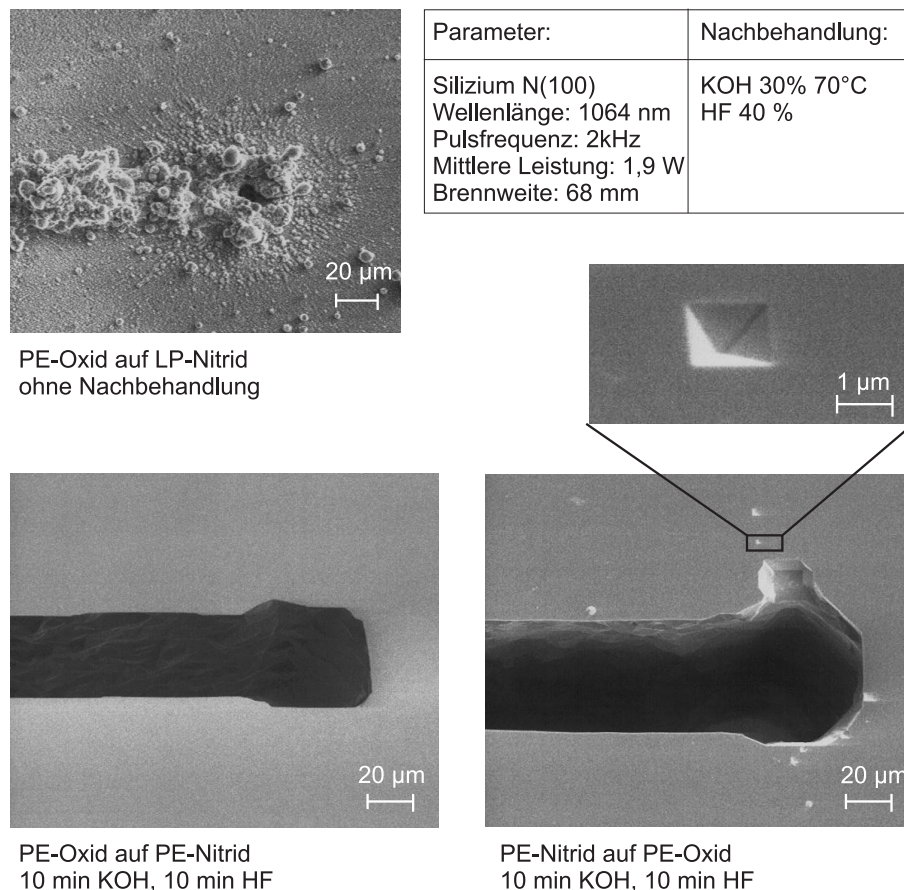


Abbildung 41: *Schichten zur Ablagerungsprophylaxe*

durch Beschädigung der Schicht durch Laserstrahlung oder aufgrund mangelnder Schichtqualität entstanden ist. Die Verteilung dieser Beschädigungen auf der Waferoberfläche läßt jedoch Rückschlüsse auf deren Herkunft zu.

Für die Anwendung in Kombination mit lithographischen Ätzverfahren muß berücksichtigt werden, daß Siliziumnitridschichten bezüglich der Beständigkeit gegen KOH den Oxidschichten überlegen sind. Sollen der Laserstrukturierung länger dauernde Ätzverfahren in Kalilauge folgen, so empfiehlt sich in jedem Falle eine Schichtversion, die Nitrid beinhaltet. Zusammenfassend können genannte Anforderungen gut mit einer Kombination PECVD-Oxid auf LPCVD-Nitrid erfüllt werden. Als Standardprozeßabfolge wird daher folgender Ablauf vorgeschlagen:

1. Wafer nitridieren
2. Wafer oxidieren
3. Laserstrukturierung

4. Schmelze aus Schnittfuge entfernen durch 10-minütiges Ätzen in 30% KOH bei 70°C
5. Oxidreste und Nitridschicht entfernen durch 10-minütiges Ätzen in 40% HF

## 5.4 Atmosphärische Einflüsse

Um den Einfluß der Atmosphäre auf die Laserstrukturierung zu untersuchen, wurde Silizium unter verschiedenen atmosphärischen Bedingungen bearbeitet. Bei der Untersuchung des Einflusses der Umgebungsatmosphäre zeigte sich, daß definierte Atmosphären mittels Schneiddüsen verschiedener Geometrie nicht befriedigend hergestellt werden konnten. Offensichtlich genügen geringste Reste von Sauerstoff, um schmelzendes bzw. verdampfendes Silizium zu oxidieren. Daher wurde für die Untersuchung atmosphärischer Einflüsse auf den Siliziumstrukturierungsprozeß eine Probenkammer entwickelt, die sich hermetisch abdichten läßt. Die Kammer kann evakuiert werden und ist für die Befüllung mit nichtchlorierten Gasen geeignet. Diese können in einem konstanten Volumenstrom über die Probenoberfläche geleitet werden und gegebenenfalls, sei es aus Sicherheitsgründen oder zur Analyse flüchtiger Reaktionsprodukte, abgesaugt werden. Die Kammer ist mit einem Piranivakuumeter zur Drucküberwachung und einem Thermoelement ausgerüstet, mit dem sich Proben- und Umgebungstemperatur messen lassen. Durch ein Einlaßfenster gelangt der Laserstrahl zur Bearbeitung auf die Probe. Die Kammer ist geeignet für Proben bis zu einer Größe eines 4-Zoll Wafers.

Es wurden Ritzversuche mit einseitig polierten N(100)-Wafers bei 532 nm Wellenlänge durchgeführt. Dabei wurde neben der Prozessierung in Umgebungsluft im Vakuum, in Stickstoff, Helium, Argon und Sauerstoff gearbeitet. Die Untersuchungsergebnisse werden im Folgenden dargestellt. Die Bearbeitung aller Proben dieser Reihe erfolgte bei 2 kHz Pulsfrequenz und 894 mW mittlerer Leistung. Defekte, die durch die Laserstrukturierung entstehen, lassen sich am besten an der thermisch höchstbelasteten Stelle, dem Einstichpunkt, visualisieren. Alle Aufnahmen zeigen daher den Lasereinstichpunkt und eine sich daran anschließende Schnittfuge. Für die praktische Anwendung des Laserschneidens ist es allerdings vorteilhaft, die Geometrie der zu erzeugenden Struktur so zu gestalten, daß der Einstichpunkt außerhalb mechanisch sensibler Bereiche zu liegen kommt oder vollständig wegfällt, wie in Abbildung 42 beim Schneiden von Quadraten.

### 5.4.1 Vakuum

Der Siedepunkt von Silizium ist stark abhängig vom herrschenden Umgebungsdruck. Er beträgt bei atmosphärischem Druck 3418°C. Mit abnehmendem Druck sinkt die Siedetem-

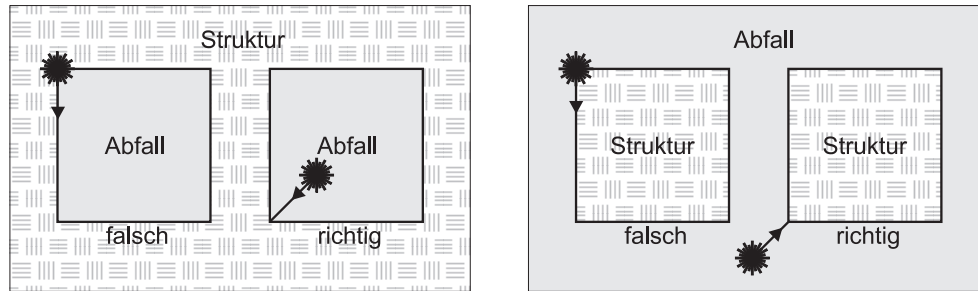
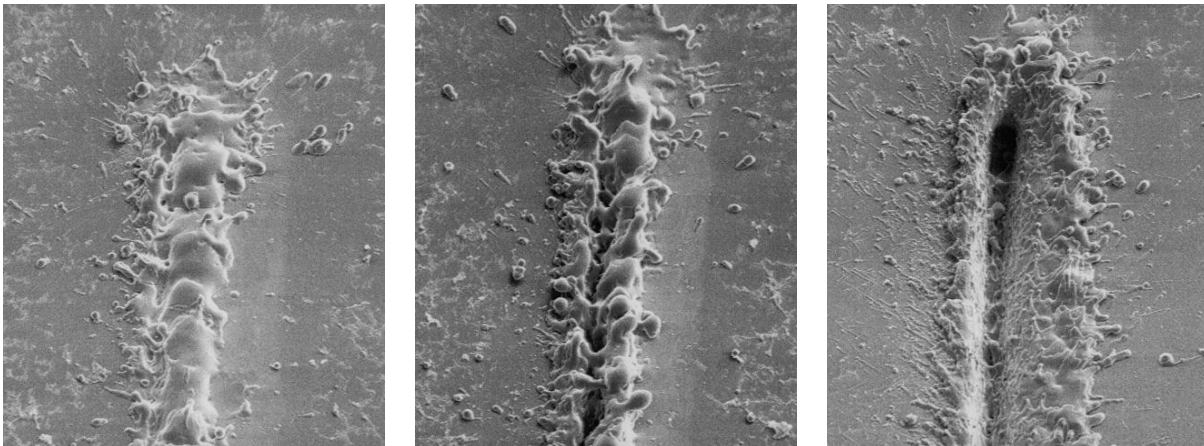


Abbildung 42: Lage des Lasereinstichpunktes beim Schneiden von Quadraten

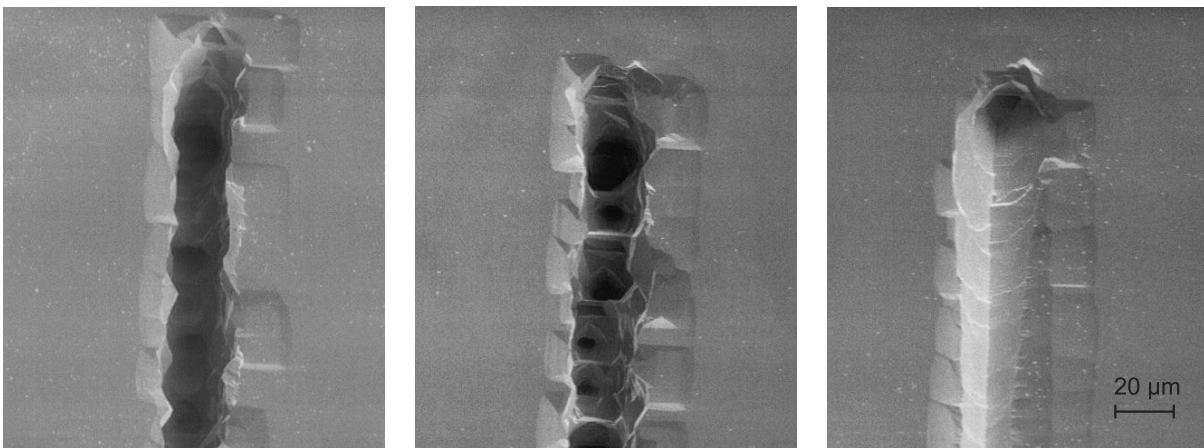
peratur und erreicht bei einem Feinvakuum von 4,5 Pa ca. 1600 °C [Hen 94]. Man wird daher bezüglich des Ablatierens von Silizium einen Einfluß des Umgebungsdrucks insbesondere auf den Anteil verdampfter Siliziumschmelze erwarten. Es ist zu vermuten, daß aufgrund der niedrigeren Verdampfungstemperatur im Vergleich zum Prozessieren in Luft ein geringerer Teil der Schmelze in der Schnittfuge verbleibt. Möglicherweise nimmt damit auch die Abtragstiefe zu. Aufgrund des fehlenden Sauerstoffs sollte sich auch das Erscheinungsbild der Ablagerungen, insbesondere deren Zusammensetzung im Vakuumprozeß ändern. Es ist vor allem zu erwarten, daß die in Luft sehr starke Siliziumoxidbildung verringert wird.

Mit einer zweistufigen Drehschieberpumpe DUO 004 A der Firma Pfeiffer wurde die Vakuumkammer auf 4,5 Pa evakuiert. Bei der Durchführung der Siliziumstrukturierung zeigte sich eine gegenüber Luft um ca. 20% vergrößerte Laserstrahleindringtiefe. Erwartungsgemäß ist die Menge in der Schnittfuge erstarrten Siliziums deutlich geringer. Im Vergleich zu einer mit ansonsten gleichen Prozeßparametern in Luft strukturierten Siliziumprobe (s. Abbildung 31) bleiben die spinnennetzartigen Oxidablagerungen im Vakuum aus. Insgesamt sind auf der Waferoberfläche weniger Ablagerungen zu verzeichnen. Während allerdings bei in Luft bearbeiteten Proben die Ablagerungen außerhalb des Schmelzbereichs mit steigendem Vorschub abnehmen, ist dies für die in Vakuum prozessierten Proben genau umgekehrt. Die im Vakuum entstandene Schnittfuge weist weniger erstarrte Schmelze auf (siehe Abbildung 43). Während bei der in Luft prozessierten Probe die Schnittfuge bei einer Vorschubgeschwindigkeit von 0,69 mm/s noch gänzlich mit erstarrter Schmelze verschlossen ist (vgl. Abb. 31 bzw. 37), kann im Vakuum in diesem Vorschubgeschwindigkeitsbereich bei gleichem Vorschub bereits ein Teil der Schmelze aus der Schnittfuge entweichen. Dies ist bei geringerem Vorschub noch nicht möglich. Die Proben wurden nach dem Laserschneiden in 40% Flußsäure geätzt, um eventuell entstandenes Oxid zu entfernen. Das Erscheinungsbild der Ablagerungen änderte sich durch diesen Prozeß unwesentlich. Daher kann man davon ausgehen, daß es sich bei den Ablagerungen nahezu ausschließlich um Silizium handelt. Dies konnte auch durch WDX-Untersuchungen bestätigt werden.

Ohne Nachbehandlung:



Nach 10 min HF 40% und 10 min KOH 30%:



$v = 0,12 \text{ mm/s}$

$v = 0,58 \text{ mm/s}$

$v = 13 \text{ mm/s}$

Abbildung 43: *Siliziumstrukturierung im Vakuum*

Allerdings hat die Strukturierung in Vakuum gegenüber Luft einen weiteren entscheidenden Unterschied aufzuweisen. Dies ist allerdings erst bei Proben zu erkennen, die nach dem Laserschneiden in KOH geätzt wurden. Zu beiden Seiten der Schnittfuge ergeben sich dann unregelmäßig verteilte, zumeist quadratische Vertiefungen. Die Anzahl dieser Vertiefungen entlang der Schnittkante steigt mit wachsender Vorschubgeschwindigkeit. Diese Vertiefungen sind, allerdings erheblich geringer ausgeprägt, auch bei in Luft prozessierten Wafern nachzuweisen (s. Abbildung 44). Die Ursache dieser Bereiche erhöhter Ätzrate ist im Laserstrukturierungsprozeß zu suchen. In diesen Zonen hat die abgelagerte Siliziumschmelze dazu geführt, daß die Waferoberfläche aufgeschmolzen, oder zumindest durch Überhitzung strukturell so weit geschädigt wurde, daß an jenen Stellen kein einkristalliner Körper mehr vorliegt. Begrenzt werden diese geätzten Strukturen durch (111)-Ebenen des Siliziumeinkri-



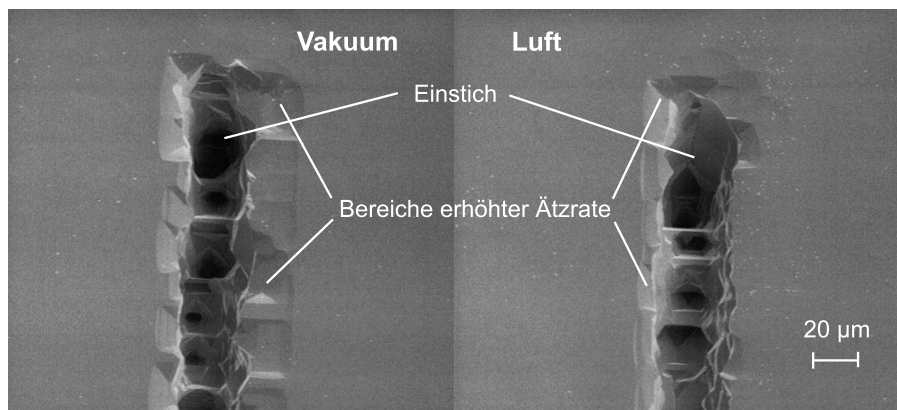


Abbildung 44: *Im Vakuum bzw. in Luft bearbeiteter Wafer nach HF- und KOH-Ätzen*

stalls. Die unterschiedliche Gestalt der geschädigten Bereiche lässt sich durch die thermischen Eigenschaften der jeweiligen Atmosphären begründen: Die Erstarrung der Siliziumschmelze auf der Waferoberfläche in Umgebungsluft geschieht durch Wärmeabfuhr über den Feststoff, durch Strahlung und durch freie Konvektion. Im Vakuum entfällt die Konvektion. Es wird daher länger dauern, bis die Schmelze erstarrt ist. Zudem wird ein größerer Anteil der Wärme über den Wafer abgeführt. Dies führt zu der beschriebenen erhöhten Defektbildung entlang der Laserschnitte.

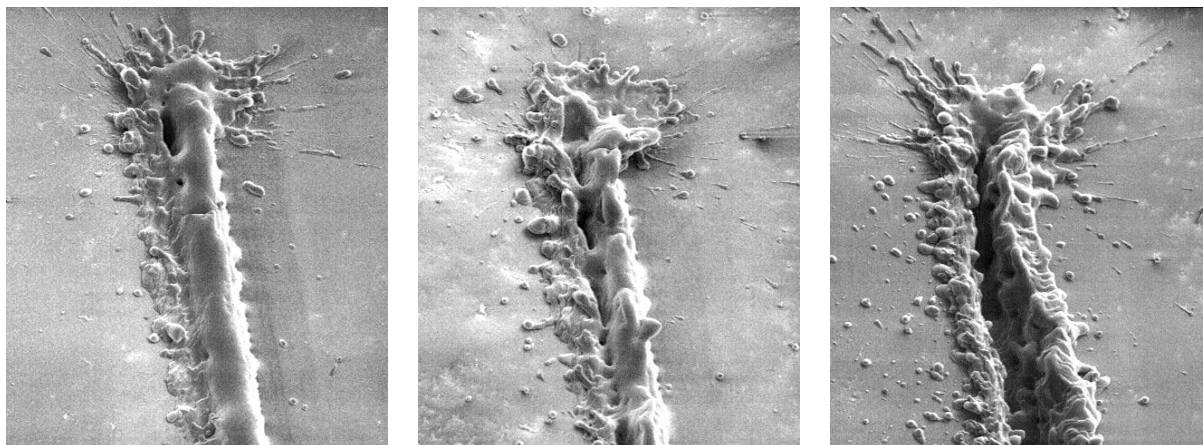
#### 5.4.2 Stickstoff

Ziel der Verwendung inerte Gase bei der Laserstrukturierung ist es, ebenso wie beim Arbeiten im Vakuum, Oxidationsvorgänge zu vermeiden. Eine weitere wesentliche Aufgabe des inerten Gases besteht im Wärmetransport. Für eine wirksame Kühlung der Bearbeitungszone sind daher die thermischen Eigenschaften der verwendeten Gase bestimmend. In Tabelle 3 sind die Dichte  $\rho$ , die spezifische Wärmekapazität  $c$  und die Wärmeleitfähigkeit  $\alpha$  der verwendeten Gase aufgelistet. Während die Werte von Stickstoff, Sauerstoff und Luft nur unwesentlich voneinander abweichen, hat Argon eine um fast 50 % niedrigere Wärmekapazität und Wärmeleitung. Helium dagegen zeichnet sich durch eine Wärmeleitfähigkeit und Wärmekapazität aus, die jeweils mehr als das fünffache der Werte von Luft betragen.

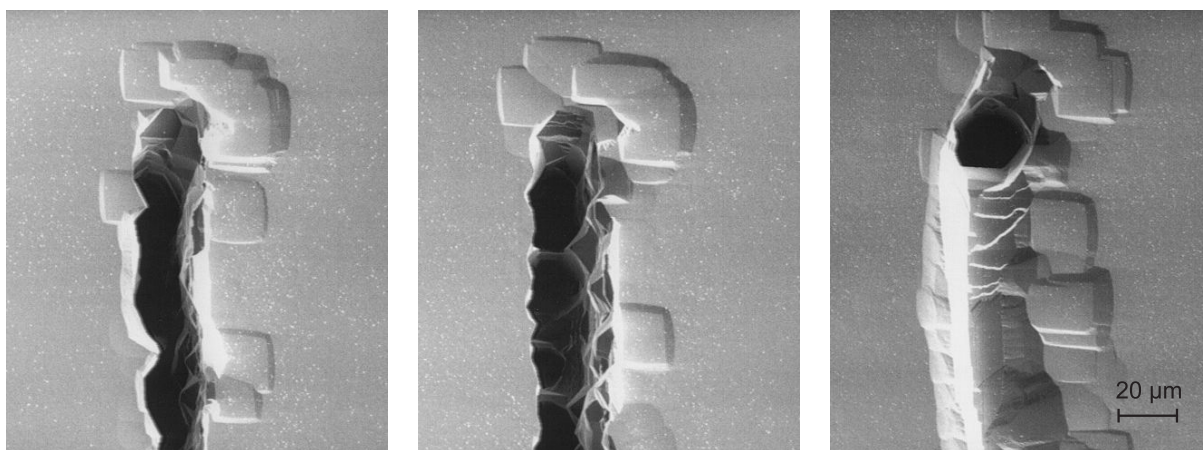
Vergleicht man die in Stickstoff mit denen in Luft prozessierten Proben, so stellt man Unterschiede sowohl bezüglich der erstarrten Schmelze, als auch der Ablagerungen fest. Die Menge der Bereiche erstarrter Schmelze und die Breite, die ihre Ausläufer annehmen, steigt mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit. Ebenso steigt die relativ scharf begrenzte Fläche, die die Siliziumablagerungen bis zu einer Breite von ca. 0,25 mm zu beiden Seiten der Schnittfuge einnehmen. Diese haben im Gegensatz zum transparenten Oxid der in Luft be-



Ohne Nachbehandlung:



Nach 10 min HF 40% und 10 min KOH 30%:



$v = 0,12 \text{ mm/s}$

$v = 0,58 \text{ mm/s}$

$v = 13 \text{ mm/s}$

Abbildung 45: *Laserstrukturierung mit  $\lambda = 532 \text{ nm}$  in Stickstoffatmosphäre*

Gas	$\rho/(\text{kg/m}^3)$	$c/(\text{kJ/kg K})$	$\alpha/(\mu\text{W/cm K})$
Luft	1,3	1,0	253
Sauerstoff	1,17	1,04	250
Stickstoff	1,3	0,92	253
Argon	1,1	0,519	161
Helium	0,167	5,196	1482

Tabelle 3: *Physikalische Daten der verwendeten Gase [Lid 96]*

arbeiteten Proben eine bräunliche Farbe und bestehen hauptsächlich aus Silizium. Mit Hilfe von WDX-Untersuchungen konnten bezüglich dieser Ablagerungen nur geringe Oxidanteile

festgestellt werden.

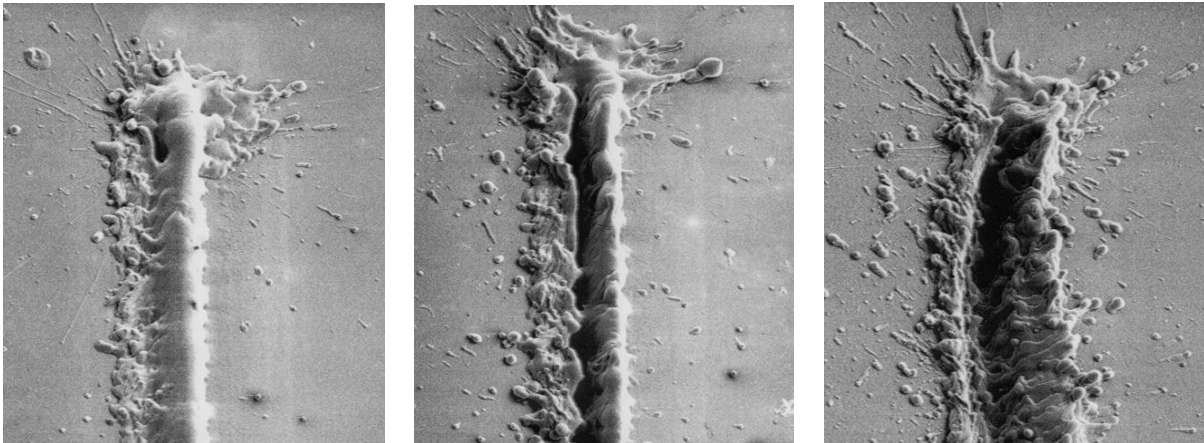
Die physikalischen Eigenschaften von Stickstoff und Luft sind zu ähnlich, als daß damit die stark unterschiedlichen Prozeßergebnisse zu erklären wären. Es ist zu vermuten, daß die Ursache hauptsächlich in der fehlenden Oxidation von Silizium zu suchen ist. Der trotz gleicher ablatierter Menge größere Schmelzaustrieb der Stickstoffproben liegt darin begründet, daß ohne Sauerstoff weniger Schmelzanteile zu flüchtigen Reaktionsprodukten verbrennen. Ätzt man die in Stickstoff bearbeiteten Proben 10 Minuten in 40% Flußsäure, so tritt wegen fehlender Siliziumdioxidanteile keine wesentliche Veränderung der Ablagerungen ein. Nach einem Ätzzvorgang in KOH zur Entfernung von Schmelze und Ablagerungen entstehen entlang der Schmelzfuge zu beiden Seiten die schon vorn beschriebenen (s. Seite 63) quadratförmigen Vertiefungen. Sie werden durch die auf der Waferoberfläche abkühlende Schmelze verursacht, die die kristalline Struktur der unter ihr befindlichen Zonen verändert. Aufgrund der besseren Wärmeableitung des Stickstoffs sind die Vertiefungen schwächer ausgebildet als im Vakuum. Sie sind allerdings deutlich stärker ausgeprägt als bei den in Luft prozessierten Proben.

### 5.4.3 Argon

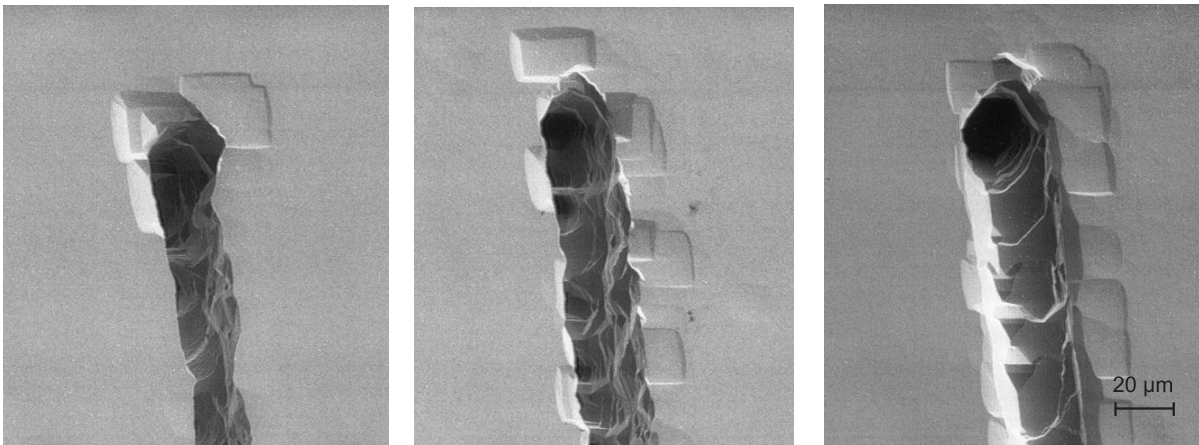
Argon ist bezüglich des Laserschneidens von Metallen das am weitesten verbreitete Schutzgas [Bim 91]. Bearbeitet man Silizium mit Laserstrahlung in einer Argonatmosphäre, so wird die Oxidation der Siliziumschmelze verhindert. Dies wurde mittels WDX-Analysen bestätigt. Durch einen Ätzzvorgang in Flußsäure erfolgt keine nachweisbare Veränderung von Schmelze und Ablagerungen. Im Vergleich zu in Stickstoffatmosphäre bearbeiteten Siliziumwafern fällt insbesondere auf, daß die Menge an Ablagerungen auf der Waferoberfläche deutlich zunimmt (s. Abbildung 47 oben). Da die Gesamtmenge an Schmelze konstant bleibt, deutet dies auf einen höheren Schmelzaustrieb aus der Schnittfuge hin. Vergleicht man den Zustand der Waferoberfläche nach einem 5 minütigen KOH-Ätzzschritt, so stellt man bei den Argonproben insbesondere bei mittleren Vorschubgeschwindigkeiten von ca. 0,3 bis 3 mm/s eine deutlich stärkere Schädigung der Kristallstruktur des Siliziums fest (Abbildung 46). Die Vertiefungen entlang der Schnittkante sind stärker ausgeprägt als bei den Stickstoffproben. Vor allem aber fällt auf, daß die Oberfläche auch in Bereichen Schädigungen aufweist, die weiter von der Schnittfuge entfernt sind.

In Abbildung 47 (unten) ist eine solche Probe im Vergleich zu einer in Stickstoff und einer unter Heliumatmosphäre bearbeiteten zu sehen. Zur besseren Visualisierung der Defekte wurden die Aufnahmen mit einem differentiellen Interferenzkontrastverfahren gemacht. Die Ursache für die sich unterschiedlich darstellenden Schädigungen sind in den thermischen Ei-

Ohne Nachbehandlung:



Nach 10 min HF 40% und 10 min KOH 30%:



$v = 0,12 \text{ mm/s}$

$v = 0,58 \text{ mm/s}$

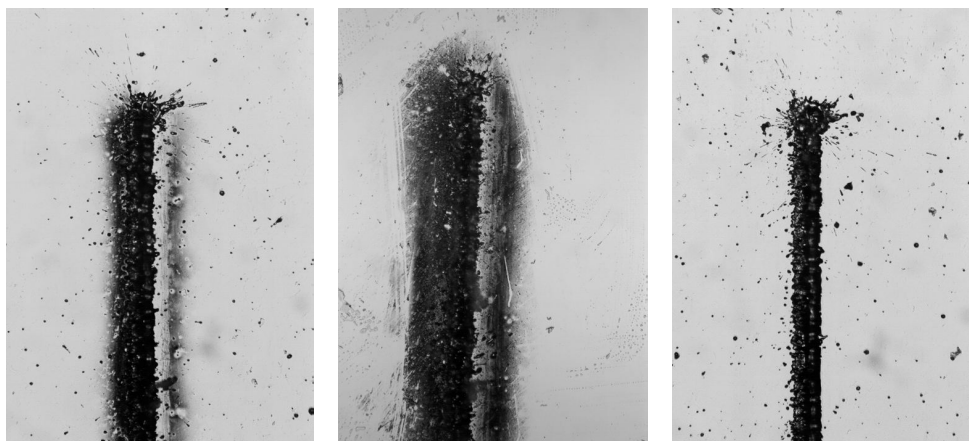
$v = 13 \text{ mm/s}$

Abbildung 46: *Laserstrukturierung mit  $\lambda = 532 \text{ nm}$  in Argonatmosphäre*

genschaften der inert wirkenden Gase zu suchen. Argon hat eine geringere Wärmekapazität und Wärmeleitfähigkeit als Stickstoff (vgl. Tabelle 3). Dies führt zu einer verlangsamten Abkühlung der Schmelze in der Schnittfuge. Dadurch erhöht sich die zu einem bestimmten Zeitpunkt verdampfende Menge an Schmelze. Der atmosphärische Druck in der Schnittfuge erhöht sich und bewirkt einen verstärkten Schmelzaustrieb. Auch die aus der Fuge herausgeschleuderten Partikel erfahren in der Argonatmosphäre eine langsamere Abkühlung als in Stickstoff. Beim Auftreffen auf die Waferoberfläche haben sie eine höhere Temperatur und führen zu den Kristallschäden des Substrats, die in Abbildung 47 durch einen kurzen KOH-Ätzzvorgang sichtbar gemacht wurden.



Ohne Nachbehandlung (lichtmikroskopische Aufnahmen im Hellfeld):



Nach 10 min HF 40% und 10 min KOH 30% (Aufnahmen im diff. Interferenzkontrast):

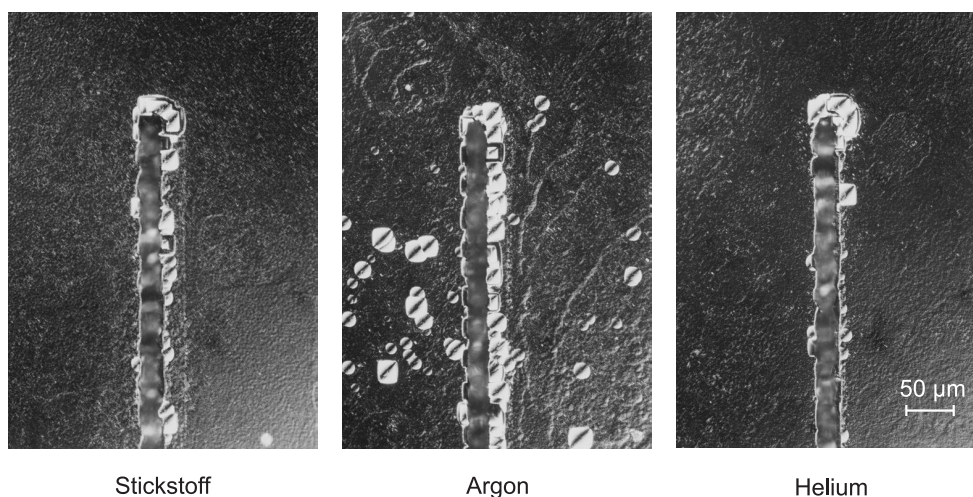


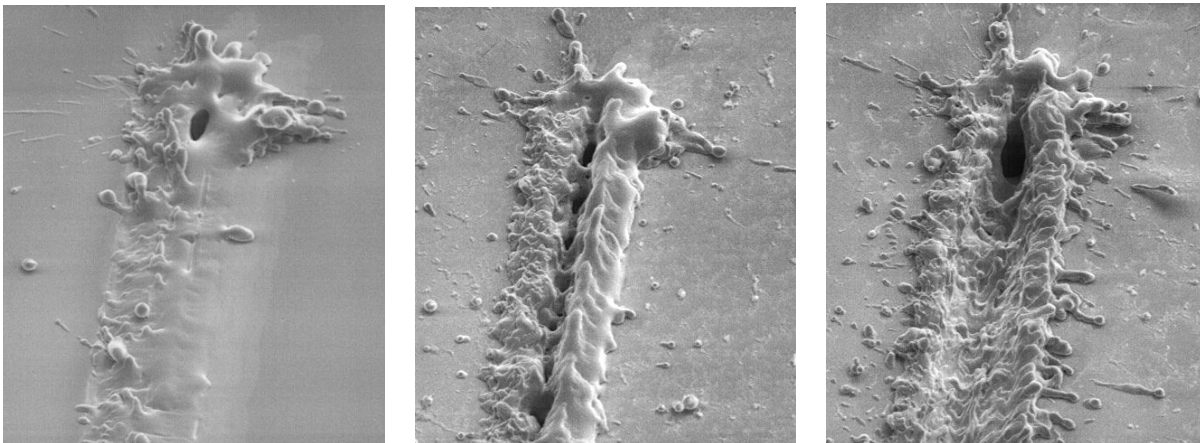
Abbildung 47: Mit 532 nm in inerten Atmosphären geschnittener Siliziumwafer

#### 5.4.4 Helium

Helium besitzt von den zur Laserstrukturierung eingesetzten Gasen den höchsten Wärmeleitungskoeffizienten. Man wird also vermuten, daß sich diese Eigenschaft vor allem auf die entlang der Schnittkante entstehenden Defekte auswirkt, da deren Ausprägung bislang den thermischen Eigenschaften der Prozeßatmosphären zugeschrieben wurde.

Wie bei der Verwendung von Stickstoff und Argon wird auch beim Laserschneiden von Silizium in Heliumatmosphäre die Bildung von Siliziumdioxid wirksam unterdrückt. Dies wurde durch WDX-Analysen bestätigt. Die in Helium bearbeiteten Proben zeichnen sich dadurch aus, daß ein geringerer Schmelzaustrieb aus der Schnittfuge stattfindet als bei Argon oder Stickstoff. Dies läßt sich insbesondere in Abbildung 48 oben links erkennen. Silizium wird bei einem Vorschub von 0,12 mm/s zwar aufgeschmolzen, aber erstarrt fast vollständig

Ohne Nachbehandlung:



Nach 10 min HF 40% und 10 min KOH 30%:

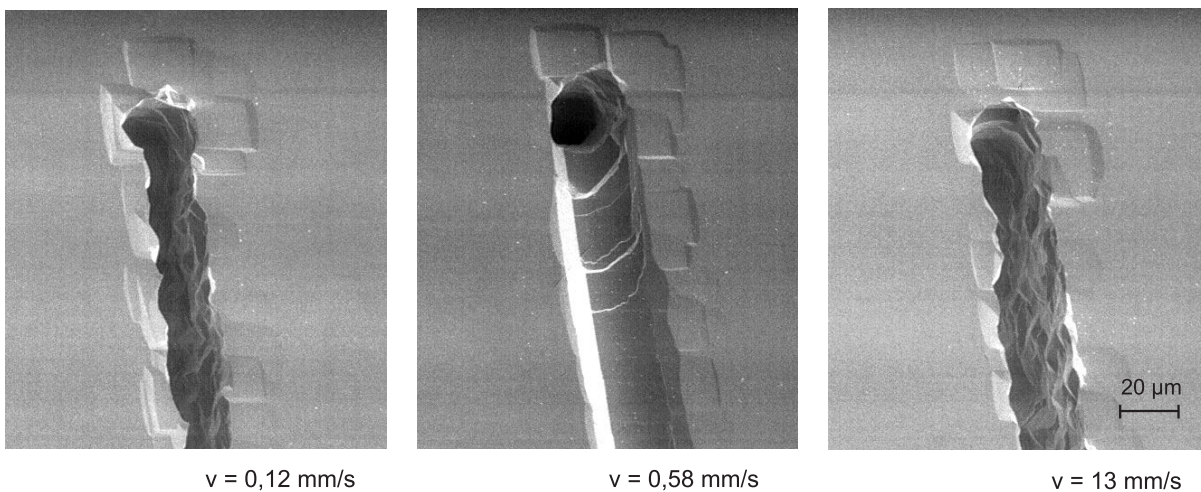


Abbildung 48: *Laserstrukturierung mit  $\lambda = 532 \text{ nm}$  in Heliumatmosphäre*

wieder in der Schnittfuge. Auch bei zunehmendem Vorschub bleibt der Schmelzaustrieb unterhalb desjenigen bei Stickstoff oder Argon.

Im Vergleich zu den in Argon und auch den in Stickstoff bearbeiteten Proben besteht eine geringere Substratschädigung. Die Oberfläche des Siliziumwafers zeigt keine durch Ablagerungen hervorgerufenen Schädigungen außerhalb der Schnittzone (Abbildung 47). Am Einstechpunkt des Lasers, der thermisch höchstbelasteten Stelle des Schnittes, hier beträgt der Vorschub zunächst 0, sind nach 5 Minuten Ätzen in KOH Kristallschäden an der Schnittkante zu sehen. Bei Erreichen der programmierten Schnittgeschwindigkeit von 1,24 mm/s treten nur noch vereinzelt kleine Schädigungen der Schnittkante auf, so daß von nahezu rechtwinkligen Schnittkanten gesprochen werden kann.

### 5.4.5 Sauerstoff

Zur Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit wird bei Strahlschneiden von Stahl im Maschinenbau das Brennschneiden angewendet. Dabei kommt es zu einer chemischen Reaktion zwischen dem Werkstück und dem Schneidgas. Dieser Oxidationsvorgang setzt zusätzlich Wärme frei, die den Schneidprozeß unterstützt. Bezüglich der Bearbeitung von Silizium hat sich allerdings gezeigt, daß beim Ritzen oder Schneiden die ablatierte Menge nicht beeinflußt werden konnte und somit kein Einfluß auf die Schnittgeschwindigkeit vorliegt. Die Ablagerungen stellen sich einerseits als teppichartiger Belag von ca. 250 µm Breite zu beiden Seiten der Schnittfuge dar, dessen Dicke in Richtung Schnittfuge zunimmt. Auf diesem Belag lagern sich vereinzelt Schmelzpartikel ab, die in Kugelform mit bis zu 5 µm Durchmesser erstarrt sind und deren Oberfläche stark oxidiert ist. Die Schnittfuge ist bis zu mittlerem Vorschub vollständig bedeckt mit in Kugelform erstarrter, oxidiertener Schmelze. Erst bei größerem Vorschub beschränken sich die Ablagerungen zunehmend auf die Schnittkanten.

Ohne Nachbehandlung:

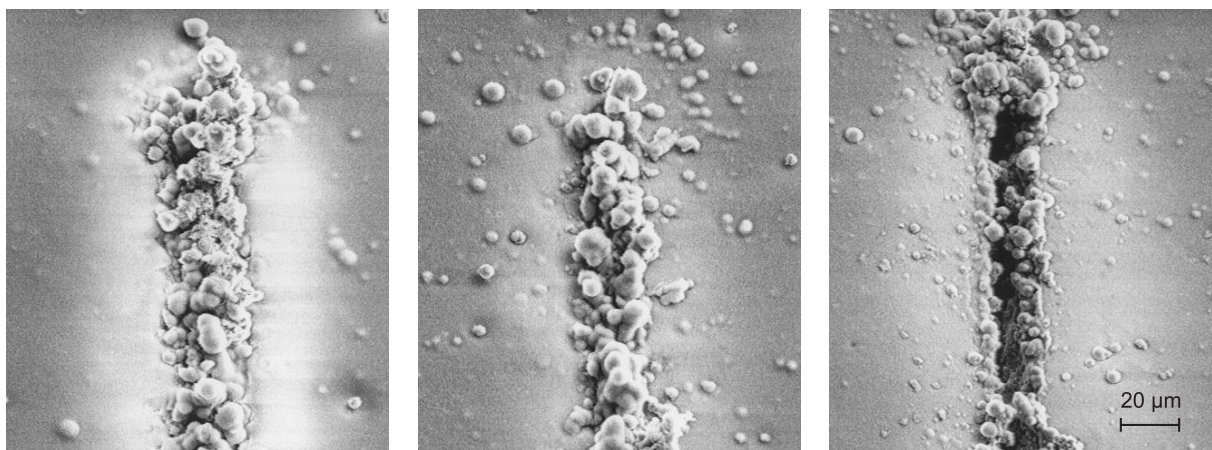
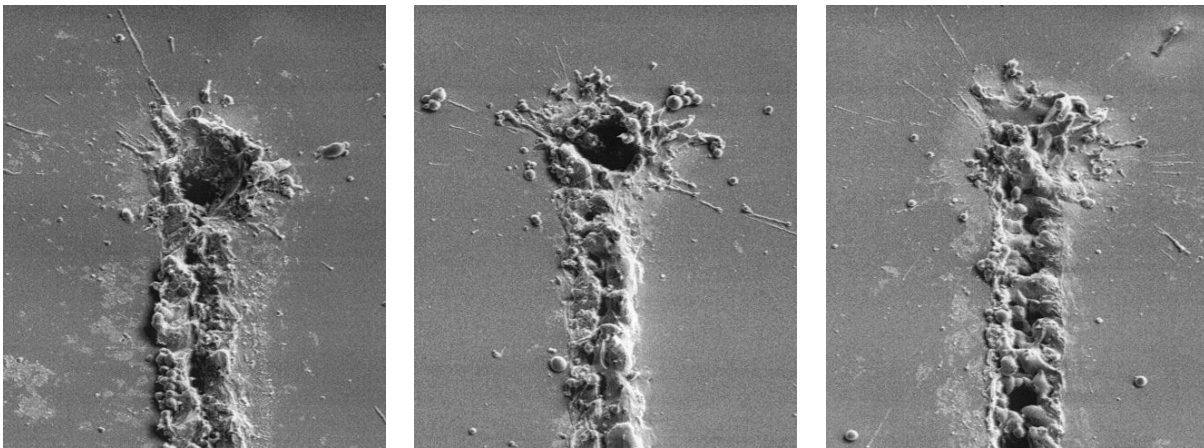


Abbildung 49: *Laserstrukturierung mit  $\lambda = 532 \text{ nm}$  in Sauerstoffatmosphäre*

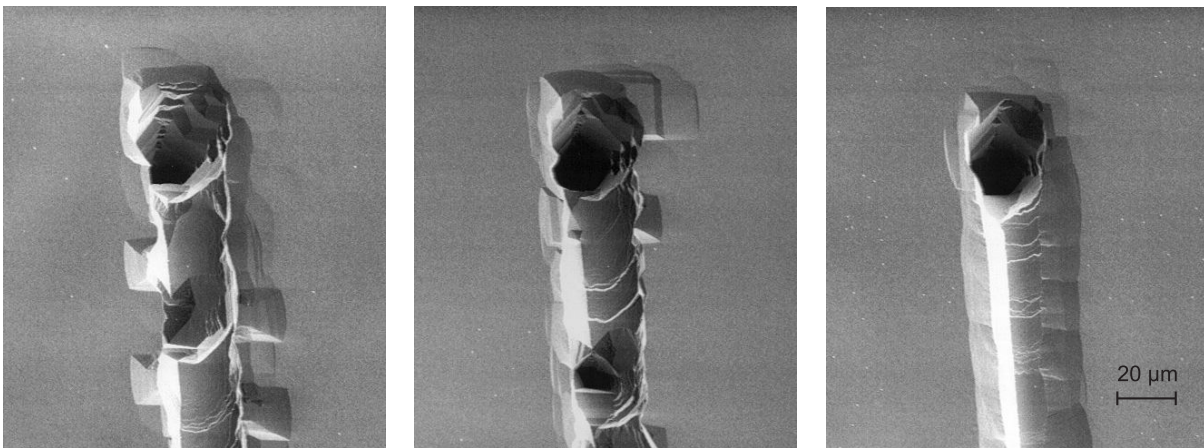
Ein Ätzvorgang in Flußsäure entfernt den samtartige Belag vollständig (siehe Abbildung 50, oben). Vergleicht man die Ergebnisse unbehandelter (Abbildung 49) mit den in Flußsäure gereinigten Proben, so stellt man fest, daß die Laserstrahlbearbeitung in Sauerstoffatmosphäre gegenüber in Luft prozessierter Proben erheblich mehr Siliziumdioxid erzeugt. Es handelt sich bei dem samtartigen Belag offensichtlich ausschließlich um oxidiertes Silizium, das in Flußsäure vollständig entfernt werden kann. Die auf der Waferoberfläche abgelagerten Partikel werden dagegen nur zum Teil entfernt. Dies führt zu dem Schluß, daß die vollständige Erstarrung der auf der Oberfläche verbleibenden Partikel erst nach ihrem Niederschlag auf der Waferoberfläche stattfand. Dadurch fand eine Verschweißung von Schmelztropfen



Nach 10 min HF 40%:



Nach 10 min HF 40% und 10 min KOH 30%:



$v = 0,12 \text{ mm/s}$

$v = 0,58 \text{ mm/s}$

$v = 13 \text{ mm/s}$

Abbildung 50: *Laserstrukturierung in Sauerstoffatmosphäre nach Reinigung in HF und KOH*

und Siliziumwaferoberfläche statt. Siliziumschmelze ist vornehmlich an den Schnittkanten wulstartig erstarrt. Diese Wülste führen bis zu hohen Vorschubgeschwindigkeiten zu einer fast vollständigen Abdeckung der Schnittfuge. Der Bereich erstarrter Schmelze ist stark auf den Bereich nahe der Schnittfuge begrenzt und fällt im Vergleich zu den in inerten Gasen oder in Vakuum prozessiertem Siliziumproben relativ schmal aus. Ätzt man in Sauerstoff bearbeitete Proben nach der Flußsäurebehandlung in Kaliumhydroxid, so stellt man nur bei Vorschüben unterhalb  $0,15 \text{ mm/s}$  entlang der Schnittkante die vorn beschriebenen quadratischen Bereiche erhöhter Ätzrate fest. Dadurch, daß sich mit Ausnahme der vereinzelten Partikel sämtliche Schmelze in einem schmalen Bereich auf den Schnittkanten ablagert, erfährt der Einkristall außerhalb der Schnittfuge praktisch keine Schädigung.

Da eine Beeinflussung der Eindringtiefe des Strahls durch eine Sauerstoffatmosphäre nicht

festgestellt werden konnte, bringt das Laserstrahlschneiden in Sauerstoff gegenüber Luft nur wenige Vorteile. Die Menge der Ablagerungen ist nach einer Reinigung in Flußsäure etwas geringer. Weil Ablagerungen anteilmäßig stark aus Oxid bestehen, haben solche Strukturen, die zwar eine Reinigung in Flußsäure, nicht aber anschließendes Ätzen in KOH zulassen, in Sauerstoffatmosphäre prozessiert bezüglich Entfernung der Ablagerungen Vorteile aufzuweisen. Inwiefern dies den erhöhten Prozeßaufwand rechtfertigt, muß im Einzelfall abgewogen werden.

#### 5.4.6 Bewertung des Laserschneidens in definierten Atmosphären

Faßt man die Ergebnisse der Untersuchungen der Siliziumbearbeitung unter definierten Atmosphären zusammen, so ist folgendes festzustellen: Im Feinvakuum bearbeitete Siliziumwafer zeichneten sich durch einen höheren Schmelzaustrieb aus. Die Bildung von Oxid wird wirksam unterdrückt. Allerdings sind verstärkt Schnittkantenfehler zu verzeichnen, die auf eine schlechtere Wärmeabfuhr zurückzuführen sind. Auch die Bearbeitung in inerten Gasen verhindert die Oxidation des Siliziums. In Argon bearbeitete Proben haben einen starken Schmelzaustrieb, zeigen aber hohe Oberflächen- und Schnittkantenbeschädigungen, die insbesondere nach dem oben beschriebenen kurzen Ätzschritt in KOH sichtbar werden. Oberflächenschäden außerhalb der Strahleinwirkungszone treten bei in Stickstoff oder Helium geschnittenen Wafern weniger auf. In Heliumatmosphären prozessierte Wafer zeigen aufgrund der guten Wärmeleitfähigkeit des Gases im Vergleich zu Vakuum, Argon und Stickstoff die geringsten Schnittkantenfehler. Das Laserschneiden von Silizium in inerten Gasen ist ausschließlich dann vorteilhaft, wenn eine Oxidbildung vermieden werden muß. Aufgrund der guten Wärmeleitfähigkeit ist Helium den Gasen Stickstoff und Argon überlegen. Prozessieren in Sauerstoffatmosphäre führt zu sehr starker Oxidbildung. Vorteilhaft erweist sich, daß die erstarrte Siliziumschmelze eine geringe Ausdehnung besitzt, die auf den Bereich der Schnittfuge begrenzt bleibt. Oberflächen- und Schnittkantenschäden sind minimal. Die Bearbeitung in Sauerstoff führt zu ähnlichen Prozeßergebnissen wie die Bearbeitung in Luft. Durch den hohen Oxidanteil lassen sich die Proben schon effektiv in Flußsäure reinigen, so daß auf ein nachfolgenden KOH-Ätzschritt unter Umständen verzichtet werden kann.

### 5.5 Festigkeit

Silizium wird in der Mikromechanik funktionell neben seiner Verwendung als reines Trägermaterial als Werkstoff eingesetzt, der extremen mechanischen Belastungen ausgesetzt wird. Die hervorragenden mechanischen Eigenschaften des einkristallinen Silizium sind für die Mikromechanik von großer Bedeutung [Pet 82]. Die Nd:YAG-Laserstrukturierung ist ein



thermischer Prozeß, der innerhalb der Wärmeeinflußzone zu strukturellen Veränderungen des Einkristalls führt. Es ist daher für die Verwendung lasergeschnittener Siliziumstrukturen notwendig, ihre Eignung als mechanischen Grundwerkstoff zu untersuchen. Silizium ist ein Werkstoff ohne Streckgrenze, es läßt also keine plastische Verformung zu. Eine Aussage über die Belastbarkeit geben Methoden der Bruchmechanik. Im Rahmen der nicht-zerstörungsfreien Werkstoffuntersuchungen lassen sich Bruchspannungen über einen Biegeversuch direkt bestimmen. Es wurde die Bruchspannungen für lasergeschnittene Siliziumproben im Vergleich zu mit einer Wafersäge vereinzelt Proben durchgeführt. Die Versuchsanordnung zeigt Abbildung 51. Die Prüflinge bestanden aus einseitig polierten, ca. 470  $\mu\text{m}$  starken

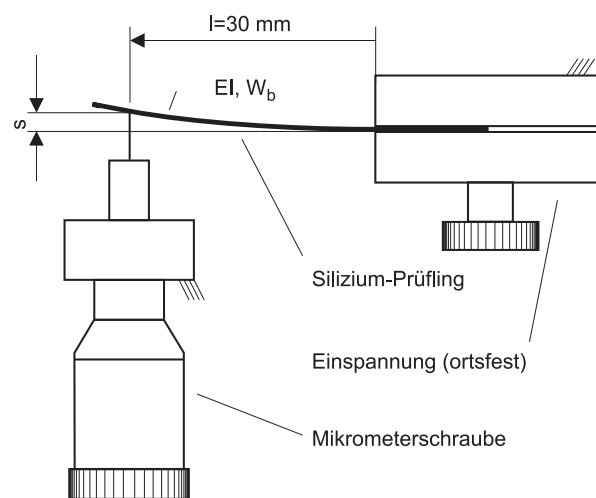


Abbildung 51: Prüfstand Bruchspannung

P(100) Siliziumwafern. Diese wurden in Streifen von 36 mm Länge und 4 mm Breite einerseits mit einer Wafersäge, andererseits mit dem Laserstrahl geschnitten. Die Schnittparameter der Wafersäge waren: Diamantsägeblatt mit Durchmesser 56 mm, Stärke 0,04 mm, Rotation 30.000 U/min, Tischvorschub 10 mm/s. Die Prozeßparameter des Laserstrahlschneidens wurden wie folgt gewählt: Wellenlänge 1064 nm, Pulsfrequenz 2 kHz, mittlere Leistung 1,9 W, Tischvorschub 0,82 mm/s.

Die Proben wurden mit definierter Kraft gegen einen Anschlag eingespannt und bei 30 mm freier Länge mit einer Linienbelastung über die Streifenbreite mittels einer Mikrometerschraube mit 0,005 mm Auflösung bis zum Bruch ausgelenkt. Aus dem gemessenen Weg läßt sich nach den Gesetzen der Balkenbiegungstheorie die maximale Bruchspannung im Werkstoff berechnen. Die Spannung in einem Balken der Breite  $b$ , Höhe  $h$  und freien Länge  $l$  mit dem Widerstandsmoment  $W_b = bh^2/6$ , der mit einem Biegemoment  $M_b = F \cdot l$  beaufschlagt

wird, beträgt [Dub 87]:

$$\sigma_{b,max} = \frac{M_b}{W_b} = \frac{F \cdot l}{\frac{b \cdot h^2}{6}} \quad (20)$$

Aus der Biegelinie  $EIw^{III}$  für einen fest eingespannten, um eine Strecke  $s$  ausgelenkten Balken folgt nach Integration:

$$F = \frac{s \cdot b \cdot h^3 \cdot E}{4l^3} \quad (21)$$

Faßt man die Gleichungen 20 und 21 zusammen, so ergibt sich die Biegespannung in der maximal ausgelenkten Faser des Balkens zu:

$$\sigma_{b,max} = 1,5 \cdot \frac{s \cdot h \cdot E}{l^2} \quad (22)$$

In Abbildung 52 sind die Ergebnisse der Untersuchung grafisch dargestellt. Die Werte der maximalen Auslenkung der Proben bis zum Bruch und die mit Gleichung 22 errechneten maximalen Bruchspannungen finden sich in Tabelle 8 im Anhang D. Die Maximalspannungen der gesägten Proben liegen im Mittel bei  $192,3 \text{ N/mm}^2$  und haben eine Standardabweichung von  $33,6 \text{ N/mm}^2$ .

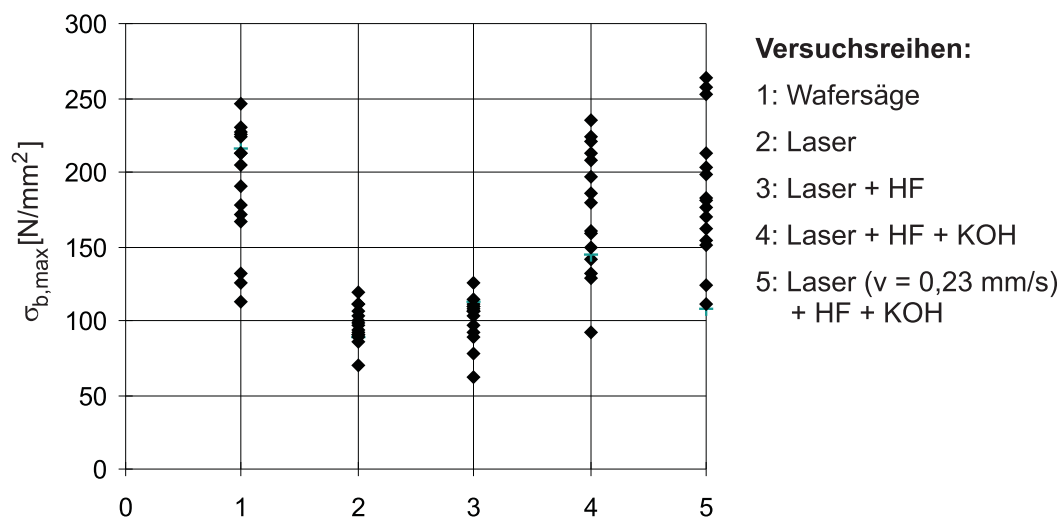


Abbildung 52: Bruchspannungen gesägter und lasergeschnittener Siliziumwafer

Auffallend ist die hohe Streuung der Bruchspannung der gesägten Proben (Versuchsreihe 1 in Abbildung 52). Ideale Einkristalle verhalten sich homogen. Viele Eigenschaften der Kristalle werden ganz wesentlich von Realstrukturerscheinungen beeinflusst, auch wenn nur ein relativ kleiner Teil der Atome an diesen Störungen beteiligt ist. Zu diesen Eigenschaften zählen

neben elektronischen Eigenschaften die mechanische Festigkeit [Kle 90]. Der Einkristall Silizium ist in seiner realen Form Defekten unterworfen. Die Lage und Beschaffenheit dieser Kristallbaufehler zueinander und im Wafer (Punkt-, Linien- und Flächendefekte), die lokal zu erhöhten Eigenspannungen im Werkstoff führen, spielen für das mechanische Verhalten und im besonderen Maße für die Festigkeit eine wichtige Rolle. Anders als beispielsweise bei Stahl können sie in Silizium nicht durch plastische Verformung abgebaut werden, sondern werden durch elastische Verformung ausgeglichen. Wird diese elastische Verformung durch von außen aufgeprägte Kräfte zu hoch, kommt es zum Bruch. Wafer haben die Tendenz, entlang Kristallebenen und insbesondere an Kristallfehlern zu brechen [Pet 82]. Die Kristallfehlerdichte ist allerdings in Siliziumwafern sehr gering, daher ist das Bruchverhalten stark abhängig von Lage, Art und Ausrichtung der Kristallfehler, was sich in der großen Streuung der Meßwerte von gesägten Waferabschnitten in Abbildung 52 niederschlägt.

Vergleicht man die maximalen Spannungen der gesägten mit lasergeschnittenen Proben (Versuchsreihe 2), so stellen sich erheblich niedrigere Spannungswerte mit einem Mittelwert von  $96,7 \text{ N/mm}^2$  ein. Die Werte weisen zudem eine wesentlich geringere Standardabweichung von  $9,1 \text{ N/mm}^2$  gegenüber denen der gesägten Proben auf. Es werden offensichtlich zusätzliche Spannungen im Werkstoff induziert, die relativ gleichverteilt sind und somit die maximalen Spannungswerte homogen auf ein niedrigeres Niveau stellen. Es stellt sich nun die Frage, wodurch die Veränderung des mechanischen Verhaltens verursacht wird. Folgende Begründungsansätze bieten sich an:

1. Das sich in der Schnittfuge ablagernde Siliziumdioxid beeinflusst das mechanische Verhalten.
2. Der nicht verdampfte Teil der Schmelze, der sich an den Schnittflächen ablagert und dort erstarrt, hat ein anderes Kristallgefüge als der Siliziumwafer und verursacht bei der Abkühlung des Werkstoffs Spannungen, die das Bruchverhalten ändern.
3. Innerhalb der Wärmeeinflußzone ändert sich das Kristallgefüge und führt zu einer Spannungsüberhöhung über einen Bereich von der Schnittfläche in den Wafer hinein.

Um aus den angeführten Möglichkeiten die eigentliche Ursache herauszukristallisieren, wurden lasergeschnittene Proben vor dem Bruchversuch vorbehandelt. Durch den Laserprozeß in der Schnittfuge und auf der Waferoberfläche entstandene Oxidschichten wurden durch eine Behandlung in 40% Flußsäure entfernt (Versuchsreihe 3). WDX-Analysen zeigten, daß dadurch das Siliziumdioxid vollständig entfernt wurde (s. Kapitel 5.3.2). Die sich anschließenden Bruchversuche ergaben, wie aus Abbildung 52 ersichtlich, gegenüber den unbehandelten Proben keine nennenswerte Veränderung. Damit läßt sich die unter 1. beschriebenen Siliziumdioxidablagerungen als Ursache der Änderung des Bruchverhaltens ausschließen.

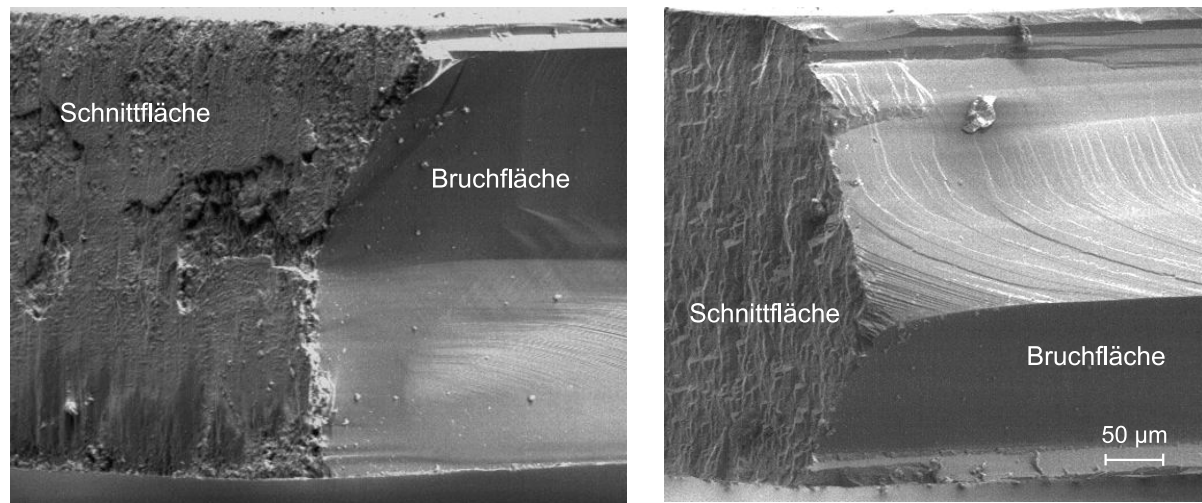


Abbildung 53: *Bruchflächen von Siliziumproben ohne (links) bzw. mit (rechts) Nachbehandlung in HF und KOH*

Weiterhin wurden lasergeschnittene Proben nach Entfernung des Oxids 10 Minuten in 30% KOH bei 70°C geätzt (Versuchsreihe 4). Man stellt fest, daß sowohl der Mittelwert als auch die Standardabweichung etwa den Werten der gesägten Proben entsprechen (vgl. Tabelle 8 im Anhang D). Die Ätzrate des KOH betrug in Richtung der (100)-Ebenen 30  $\mu\text{m}/\text{h}$ . Eine optische Sichtprüfung ergibt, daß Siliziumablagerungen aufgrund erstarrter Schmelze vollständig entfernt wurden (vgl. Kapitel 5.3.2). Berücksichtigt man eine gewisse Startzeit für den anisotropen Bulk-Siliziumätzprozeß, so wird der optische Eindruck untermauert, daß der Bereich der Wärmeeinflußzone, in dem Silizium nicht die Schmelztemperatur erreicht hat, äußerst wenig Material abgetragen wurde. Somit stellt sich die in Punkt 2. aufgeführte in der Schnittfuge erstarrte Siliziumschmelze, die sich an den Schnittflächen anlagert, als wahrscheinlichste Ursache für die Herabsetzung der Festigkeit lasergeschnittener Siliziumsubstrate dar. Eine Erhöhung der Ätzzeit in KOH brachte keine weitere Veränderung des Bruchverhaltens, so daß eine eventuell auftretende Gefügeänderung der WEZ, unter 3. angeführt, zumindest keinen Einfluß auf die statische Festigkeit des Siliziums hat. Es ist allerdings auch nicht gelungen, mit materialographischen Methoden Kristallveränderungen in der Wärmeeinflußzone überhaupt nachzuweisen. Abbildung 53 demonstriert die Form der Bruchflächen nach dem Bruchtest. Es ergeben sich glatte Bruchflächen, deren Vorzugsrichtungen sich an den Kristallebenen des Siliziumeinkristalls orientieren.

Insgesamt ist festzustellen, daß lasergeschnittenes Silizium als mechanisch belastetes Trägermaterial für Mikrokomponenten geeignet ist. Die Verminderung der Festigkeitswerte für lasergeschnittene Wafer konnte aufgrund der durch thermische Energie eingebrachten inneren

Spannung erwartet werden. Die Möglichkeit durch einen nachfolgenden kurzen, maskenlosen Ätzschritt die ursprünglichen Werte für die Bruchgrenze nahezu wiederherzustellen kann befriedigen, zumal dieser Ätzschritt ohnehin anfällt, um die durch das Schneiden entstandenen Oberflächenablagerungen sowie erstarrte Siliziumschmelze aus der Schnittfuge zu entfernen (s. Kap. 5.3.2).



## 6 Strukturierung dünner Goldschichten auf Siliziumsubstraten

Die aktorischen bzw. sensorischen Funktionen eines mikromechanischen Aktors oder Sensors werden durch eine Vielzahl physikalischer Effekte erzeugt [Büt 91]. Häufig werden zu ihrer Realisierung dünne Schichten eingesetzt. Neben Schichten mit spezifischen Eigenschaften, die sich direkt als Funktion nutzen lassen, wie beispielsweise Piezokeramiken oder Formgedächtnislegierungen, spielen vor allem metallische Schichten wegen ihrer vielseitigen Einsetzbarkeit eine herausragende Rolle. Mit ihnen lassen sich sowohl die notwendigen elektrischen Verbindungen von Funktionsgliedern durch Streifenleiter herstellen, als auch verschiedene Effekte, z. B. elektrostatischer oder Bimetalleffekt, nutzbar machen. Gold ist dabei wegen seiner guten elektrischen Leitfähigkeit und hohen Korrosionsfestigkeit einer der für diese Anwendungsbereiche am häufigsten eingesetzten Werkstoffe der Mikrotechnik. Laserunterstütztes Naß- oder Trockenätzen von Gold wurde schon von verschiedenen Autoren beschrieben (s. Seite 7). Das selektive Ablatieren von Goldschichten durch direktes Schreiben mit Laserstrahlung zur Herstellung von Leiterbahnen oder Dünnschichtwiderständen auf Siliziumsubstraten wurde nach Kenntnisstand des Autors allerdings bisher nicht behandelt. Es soll hier vor dem Hintergrund mikrotechnischer Anwendungen untersucht werden.

Der Begriff der Selektivität ist in der Mikrotechnik definiert als das Verhältnis der Ätzraten zweier Materialien bezüglich eines Ätzmediums [Heu 89]. Faßt man diesen Begriff etwas weiter und spricht vom Verhältnis des Materialabtrags zweier Werkstoffe aufgrund eines Abtragsmechanismus, so läßt sich der Ausdruck auch im Zusammenhang mit der direkt schreibenden Laserstrukturierung verwenden.

### 6.1 Ablationsvorgang

Bearbeitet man Gold oder Silizium mit einer Laserstrahlquelle, so stellt man im Falle eines thermisch induzierten Prozesses eine Ablationsschwellenfluenz fest. Unterhalb dieses Grenzwertes findet kein Materialabtrag statt. Die Schwelle liegt bei Gold deutlich niedriger als bei Silizium. Dieser Unterschied ermöglicht den selektiven Abtrag von Goldschichten von Siliziumsubstraten durch direktes Schreiben ohne den Zusatz von ätzenden Medien [Wog 99].

Bei dünnen Metallschichten auf Substraten schlechter Wärmeleitfähigkeit hängt die Schwellenfluenz linear von der Schichtdicke ab und ist ab einer bestimmten Schichtdicke, der thermischen Diffusionslänge  $L_{th}$ , konstant [Mat 93]. Die thermische Diffusionslänge bestimmt

sich mit dem thermischen Diffusionskoeffizienten  $\kappa$  und der Laserpulsdauer  $\tau$  zu:

$$L_{th} = \sqrt{2\kappa\tau} \quad (23)$$

Die Schwellenfluenz korrespondiert mit der Energiemenge, die zum Verdampfen des Materials bereitgestellt werden muß. Die Laserstrahlung wird nur an der Werkstoffoberfläche absorbiert und gelangt durch Wärmeleitung in das Innere des Materials. Ist der Wärmeleitungskoeffizient des Substrats erheblich kleiner als der der Metallschicht, und vernachlässigt man die Wärmeleitung in horizontaler Richtung, so kann man davon ausgehen, daß bei dünnen Schichten innerhalb von wenigen Nanosekunden ein gleichmäßiger Temperaturanstieg im Volumen des Energieeintrags stattfindet. Von Matthias et al. [Mat 93] wurde dazu ein thermodynamisches Modell entwickelt, das gute Übereinstimmung mit ebenso von dieser Arbeitsgruppe durchgeführten experimentellen Untersuchungen der Ablation von Gold auf Quarzglas aufwies. Ein wichtiges Ergebnis dieser Untersuchung besteht darin, daß ein Abtrag scharf begrenzter Strukturen in Metallschichten auf schlechtleitenden Substraten nur für Schichtdicken unterhalb der thermischen Diffusionslänge möglich ist. Mit  $\kappa = 1,29 \text{ cm}^2/\text{s}$  beträgt die thermische Diffusionslänge  $L_{th}$  für die verwendete Strahlquelle ( $\tau \approx 100 \dots 400 \text{ ns}$ ) nach Gleichung 23 etwa  $4 \dots 16 \text{ }\mu\text{m}$ . In den hier durchgeführten Untersuchungen kommen Schichtdicken bis zu Stärken von maximal  $300 \text{ nm}$  zum Einsatz. Eine scharf begrenzte Strukturierung sollte also vor dem Hintergrund der Ergebnisse von Matthias et al. durchzuführen sein.

## 6.2 Einflußgrößen

Im Folgenden werden die wichtigsten Einflußgrößen auf die selektive Strukturierung dünner Goldschichten auf Siliziumsubstraten mit direkt schreibender Nd:YAG-Laserstrahlung charakterisiert.

### 6.2.1 Wellenlänge

Die Wahl der Wellenlänge richtet sich zum einen nach der Zielsetzung der Strukturgröße. Die erreichbare Auflösung ist proportional zur numerischen Apertur des Objektivs und reziprok zur verwendeten Wellenlänge. Man wird also zur Realisierung von schmalen Leiterbahnen und Streifenwiderständen im frequenzverdoppelten Modus arbeiten. Zum anderen aber sind die optischen Eigenschaften der verwendeten Werkstoffe zu beachten. Im Gegensatz zum Schneidprozeß bildet sich bei der Laserbearbeitung dünner Schichten keine Dampfkapillare aus, in der zwangsweise die gesamte Strahlungsleistung absorbiert wird. Daher bestimmt bei der Bearbeitung dünner Schichten neben den thermischen Eigenschaften vor allem das



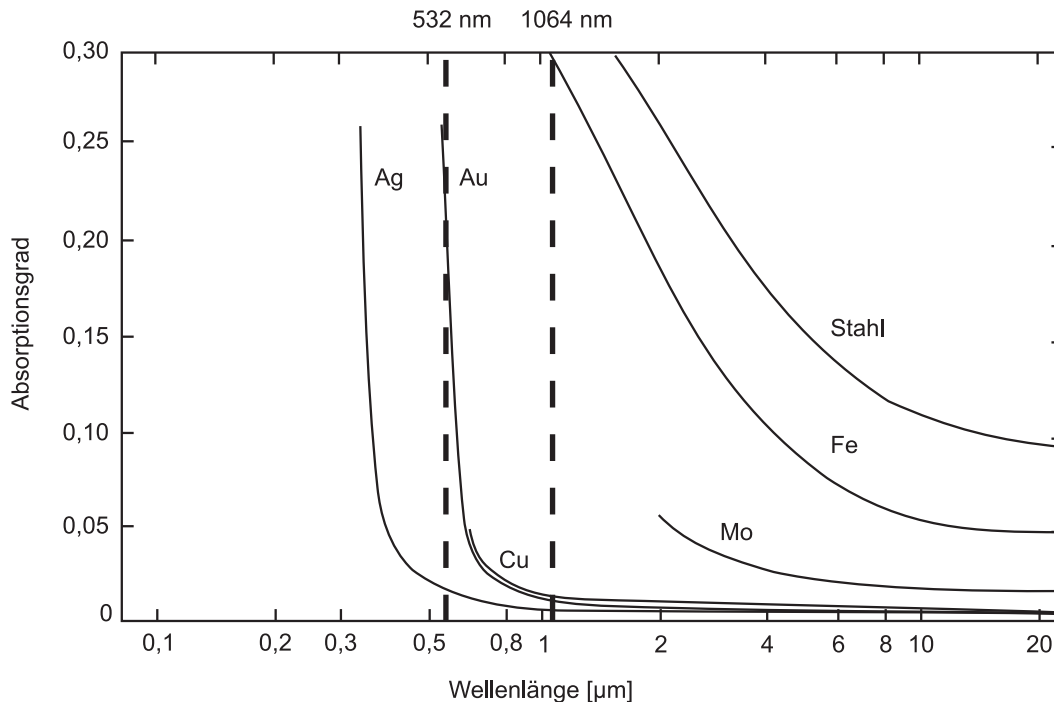


Abbildung 54: Absorptionsgrad als Funktion der Wellenlänge bei Metallen [Bim 91]

Absorptionsverhalten die Reaktion des Werkstoffs auf die einfallende Strahlung. Eine hohe Absorption ist also eine wichtige Voraussetzung für eine Oberflächenbearbeitung von Werkstoffen. Die meisten Metalle weisen im nahen Infrarotbereich eine hohe Reflektivität auf. Mit abnehmender Wellenlänge stellt sich ab einem Grenzwert, der vom jeweiligen Metall abhängt, ein starker Anstieg der Absorption ein (siehe Abbildung 54). Für Gold liegt dieser Grenzwert, der auch *Plasmawellenlänge* genannt wird, etwa bei 500 nm. Man sieht, daß die Absorptionseigenschaften von Gold mit denen von Kupfer nahezu identisch sind. Silber dagegen absorbiert stark erst im UV-Bereich, wogegen Stahl auch im nahen Infrarotbereich stark absorbiert. Genaue Zahlenwerte lassen sich über das Fresnelsche Brechungsgesetz gewinnen. Der Absorptionsgrad  $A$  ist definiert als das Verhältnis des absorbierten Strahlungsflusses  $\Phi_A$  zum einfallenden Strahlungsfluß  $\Phi_E$  [Ber 73]. Der Absorptionsgrad  $A$  für elektromagnetische Strahlung berechnet sich mit Hilfe der z. B. in [Lid 96] tabellierten Werte für die Brechzahl  $n$  und den Absorptionsindex  $k$ . Die Werte sind in Schritten von 0.2 eV angegeben, daher wurden die erforderlichen Zwischenwerte durch lineare Interpolation gewonnen. Man erhält die in Tabelle 4 angegebenen Werte.

Da bei 1064 nm nahezu die gesamte Strahlungsleistung reflektiert wird, erscheint eine effektive Materialbearbeitung bei dieser Wellenlänge nicht möglich. Hingegen wird bei 532 nm ein erheblich größerer Teil der Strahlung in Wärme umgesetzt. Diese Vorüberlegungen bestätigten sich bei den durchgeführten experimentellen Untersuchungen. Es zeigte sich erwartungs-

E/eV	$\lambda/\text{nm}$	n	k	A
1,17	1064	0,104	6,76	$8,87 \cdot 10^{-3}$
2,34	532	0,422	2,06	0,269

Tabelle 4: *Optische Eigenschaften von Gold [Lid 96]*

gemäß, daß eine selektive Strukturierung von Gold auf Silizium mit infraroter Strahlung nicht durchführbar ist. Daher werden im weiteren die Untersuchungen ausschließlich für eine Wellenlänge von 532 nm diskutiert.

### 6.2.2 Isolationsschichten

Dielektrische Schichten zwischen Gold und Substrat übernehmen einerseits die Aufgabe der elektrischen Isolation. Ohne diese Schichten ist ein ausreichender Isolationswiderstand zwischen dem Halbleiter Silizium und der leitenden Goldschicht nicht gegeben. Kurzschluß auch zwischen den Leiterbahnen wäre die Folge. Über diese anwendungsbezogene elektrische Funktion hinaus spielen allerdings auch thermische Eigenschaften der Schichten für die Vorgänge während des Strukturierungsprozesses eine Rolle. Der Schmelzpunkt von Gold liegt mit  $1064^\circ\text{C}$  unter dem von Silizium ( $1423^\circ\text{C}$ ), die Verdampfungstemperatur mit  $2707^\circ\text{C}$  allerdings deutlich darüber. Bei der zu erwartenden Mischform des Ablationsvorgangs, Verflüssigung mit anschließendem Erstarren einerseits und Verdampfen und teilweisem Niederschlag andererseits, sind unerwünschte lokale Aufschmelzvorgänge des Siliziums zu erwarten. Den dielektrischen Schichten kommt daher außer der elektrischen Isolation die Rolle einer thermischen Pufferzone während des Bearbeitungsprozesses zu. Die dielektrischen Schichten bestimmen letztendlich auch, wie weit der Begriff *selektiver Abtrag* gefaßt werden kann. Ausschlaggebend ist nach dem Strukturierungsprozeß nicht der optische Eindruck einer Schädigung, sondern die Funktion: Eine Schädigung von Substrat und Isolationsschichten durch die einfallende Laserstrahlung kann so weit toleriert werden, wie eine ausreichend hohe elektrische Isolation zwischen Gold und Substrat besteht.

Für die Realisierung beider Funktionen, elektrische und thermische Isolation, bieten sich Siliziumnitrid- und Siliziumoxidschichten an. Sie weisen einen hohen elektrischen Widerstand auf. Durch ihren niedrigen Wärmeleitungskoeffizienten sowie ihre hohe Schmelztemperatur erfüllen sie notwendige Voraussetzungen, um zwischen dem sich verflüssigenden und verdampfenden Gold und dem Substrat einen steilen Temperaturgradienten aufzubauen. Zudem sind sie bei 532 nm transparent, so daß sie durch die einfallende Strahlung nicht direkt erhitzt und zerstört werden. Siliziumnitrid und Siliziumoxidschichten bieten zudem

eine hohe Kompatibilität mit Standardprozessen der Mikrotechnik.

Es zeigte sich bezüglich der Oxidschichten eine deutliche Überlegenheit der Plasmaoxid-schichten vor allem hinsichtlich des maximal erreichbaren Isolationswiderstandes gegenüber LPCVD-Schichten oder auch thermisch aufgewachsenem Siliziumoxid. Mit einer Kombina-tion aus Gold auf 100 nm Plasmanitrid auf 500 nm Plasmaoxid lassen sich reproduzierbar Isolationswerte herstellen, die über 30 M $\Omega$  (Grenze des Meßbereichs des Meßgerätes) lie-gen. Plasmaschichten in Kombination mit LPCVD-Schichten oder Kombinationen von aus-schließlich LPCVD-Schichten führen zu Isolationswerten im k $\Omega$  bis  $\Omega$ -Bereich bei gleichzeitig großer Streuung.

### 6.2.3 Fluenz

Die Pulsenergie läßt sich am Laser nicht direkt steuern. Die mittlere Pulsenergie  $E_p$  ergibt sich aus der eingestellten Pumplampenspannung, durch die die abgegebene mittlere Leistung  $P_M$  bestimmt wird sowie aus der eingestellten Pulsfrequenz  $f_Q$ :

$$E_p = \frac{P_m}{f_Q} \quad (24)$$

Die Fluenz  $F$  bestimmt sich mit der vom Strahl in der Bearbeitungsebene eingeschlossenen Fläche  $A_F$  danach zu:

$$F = \frac{E_p}{A_F} = \frac{P_m}{f_Q \cdot A_F} \quad (25)$$

Zur Untersuchung des selektiven Goldabtrags wurden einseitig polierte N(100)-Siliziumwafer mit einer Oxidschicht von 600 nm und einer Nitridschicht von 100 nm beaufschlagt. An-schließend wurde 30 nm Titan als Haftschrift und nachfolgend 250 nm Gold aufgesputtert.

Abbildung 55 zeigt einen linienförmigen Abtrag von Gold auf passiviertem Silizium (a, b, c, lichtmikroskopische Aufnahmen) und zum Vergleich einen mit den gleichen Prozeßparame-tern direkt bestrahlten unbeschichteten Siliziumwafer (d, REM-Aufnahme). In der oberen Bilderreihe wurde die Fluenz von links nach rechts erhöht. Die Pulsenergie betrug im Bild a 26,7 mJ, im Bild b 30,5 mJ und im Bild c 67 mJ. Man erkennt einen dunklen Bereich, in dem das Gold vollständig abgetragen wurde. Es sind bei der Ablation mit 26,8 mJ durch op-tische Inspektion keinerlei Beschädigungen der dielektrischen Schichten oder des Substrats zu erkennen (Abbildung 55a).

Bei leichter Erhöhung der Fluenz bzw. Pulsleistung weisen die dielektrischen Schichten leichte Beschädigungen auf (Abb. 55b). Entfernt man diese Schichten, so kann man je nach Prozeßeinstellung leichte Welligkeiten der Siliziumoberfläche konstatieren. Die Funk-

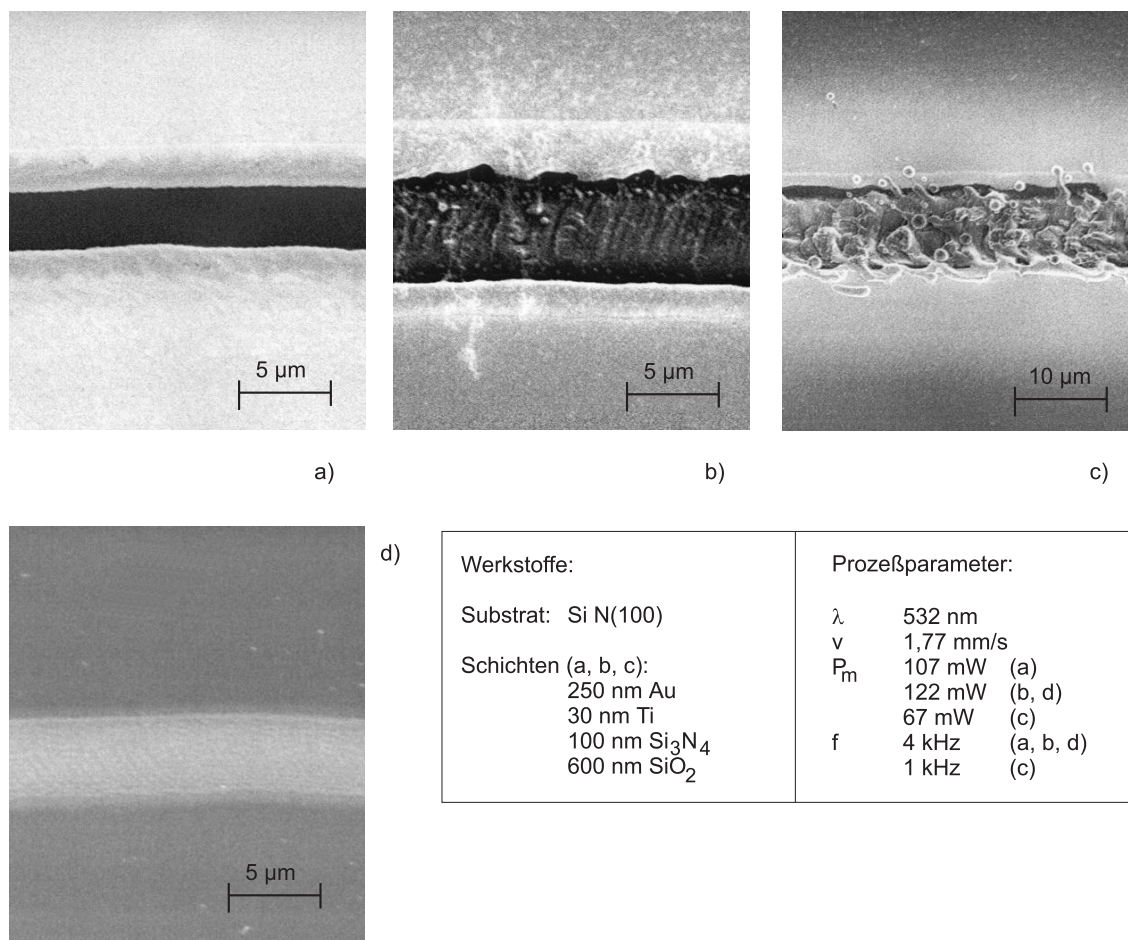


Abbildung 55: Ablatieren dünner Goldschichten von Silizium mit unterschiedlicher Fluenz

tion der hergestellten Widerstände oder Leiterbahnen wird allerdings durch diese leichte Substratschädigung nicht beeinträchtigt.

Bearbeitet man mit exakt den gleichen Prozeßeinstellungen einen unbeschichteten Siliziumwafer, so läßt sich mit einem Lichtmikroskop keine Strahleinwirkung feststellen. Nimmt man allerdings das Oberflächenprofil mit einem Tastschnittprofilometer auf, so läßt sich bei einer Messung quer zur Laserbearbeitungsrichtung eine Welle der Oberfläche von wenigen Nanometern, im vorliegenden Fall von 86 Å messen. Im Elektronenmikroskop wird der der Strahlung ausgesetzte Bereich durch ein verändertes Reflexionsverhalten sichtbar (Abb. 55d). Diese Ergebnisse deuten auf eine Änderung der Kristallstruktur des Siliziums unterhalb der Ablationsschwelle hin, wie sie auch Alavi et al. in [Ala 92] festgestellt haben. Diese geringe Volumenzunahme reicht allerdings nicht aus, um die wesentlich stärkere Welligkeit des Siliziums in Abbildung 55b herbeizuführen. Sie muß demnach stattdessen durch schmelzendes und verdampfendes Gold hervorgerufen worden sein.

Erhöht man den Energieeintrag pro Puls (Abbildung 55c), so ist eine starke Schädigung des

Siliziums verbunden mit vollständiger Zerstörung der Isolationsschichten in diesem Bereich zu beobachten. Diese Form der Schädigung tritt immer dann auf, wenn der Energieeintrag in das Substrat groß genug ist, um Silizium zu verdampfen. Die dann erfolgende starke Volumenzunahme führt zur explosionsartigen Zerstörung der dielektrischen Schichten und zu einer Einlagerung von Goldpartikeln in der Schmelze. Die elektrische Isolation ist nicht mehr gewährleistet.

Die Grenzen des Prozeßfensters zum selektiven Abtrag von Gold auf Silizium bestehen also einerseits aus der Ablationsschwelle, bei der gerade noch Gold abgetragen wird, und der Schwelle, bei der das unter den dielektrischen Schichten befindliche Silizium zu verdampfen beginnt.

#### 6.2.4 Strahlparameter

Es wurde im letzten Kapitel festgestellt, daß die Fluenz wesentlich den Ablationsprozeß mitbestimmt. Der Prozeß ist darüber hinaus insbesondere empfindlich für Abweichungen von der optimalen Fokusslage.

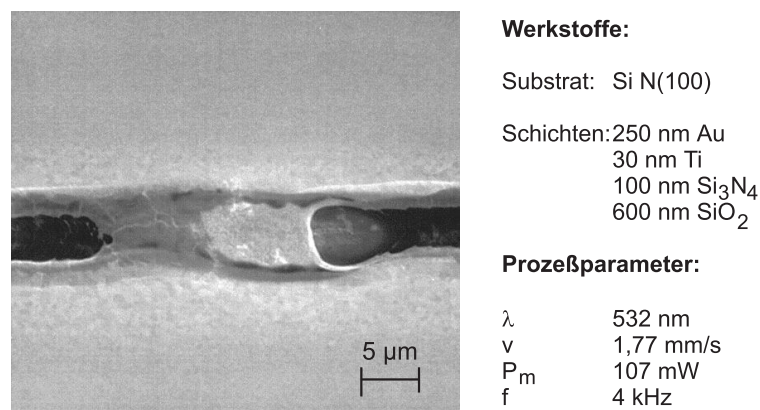


Abbildung 56: Ablatieren von Gold bei Lage der Strahltaille 50  $\mu\text{m}$  oberhalb des Wafers

Untersuchungen haben gezeigt, daß die optimale Lage der Strahltaille 200  $\mu\text{m}$  oberhalb der Waferoberfläche liegt. Es sind Abweichungen von maximal  $\pm 25 \mu\text{m}$  zulässig. Abweichungen von der optimalen Fokusslage in Richtung Wafer führen zu erhöhter Substratschädigung. Abweichungen der Fokusslage in entgegengesetzte Richtung erzeugt lokale Unterbrechungen des Abtragsprozesses (siehe Abbildung 56), bei weiterer Entfernung von der optimalen Einstellung findet kein Abtrag mehr statt. Bei entsprechender Wahl der Pulsenergie lassen sich einem weiten Bereich der Frequenz des Güteschalters Goldschichten strukturieren. Der Überdeckungsfaktor der Pulse hat demnach keinen Einfluß auf den Ablationsvorgang.

### 6.2.5 Vorschub

Experimentelle Untersuchungen haben ergeben, daß die Höhe des Vorschubs im Bereich von 1 bis 10 mm/s keinen Einfluß auf das Isolationsverhalten hat. Dies deckt sich mit den Untersuchungen des Einflusses der Pulsfrequenz. Allerdings neigte der in den Untersuchungen verwendete 4-Achsen-Bearbeitungstisch bei höheren Verfahrensgeschwindigkeiten zu Schwingungen. Dies macht sich an wellenförmigen Leiterbahnen bemerkbar, die insbesondere bei hohen Verfahrensgeschwindigkeiten auftreten. Aufgrund dieser Wellenerscheinungen steigt bei höheren Verfahrensgeschwindigkeiten der ohmsche Wert der Widerstände leicht an.

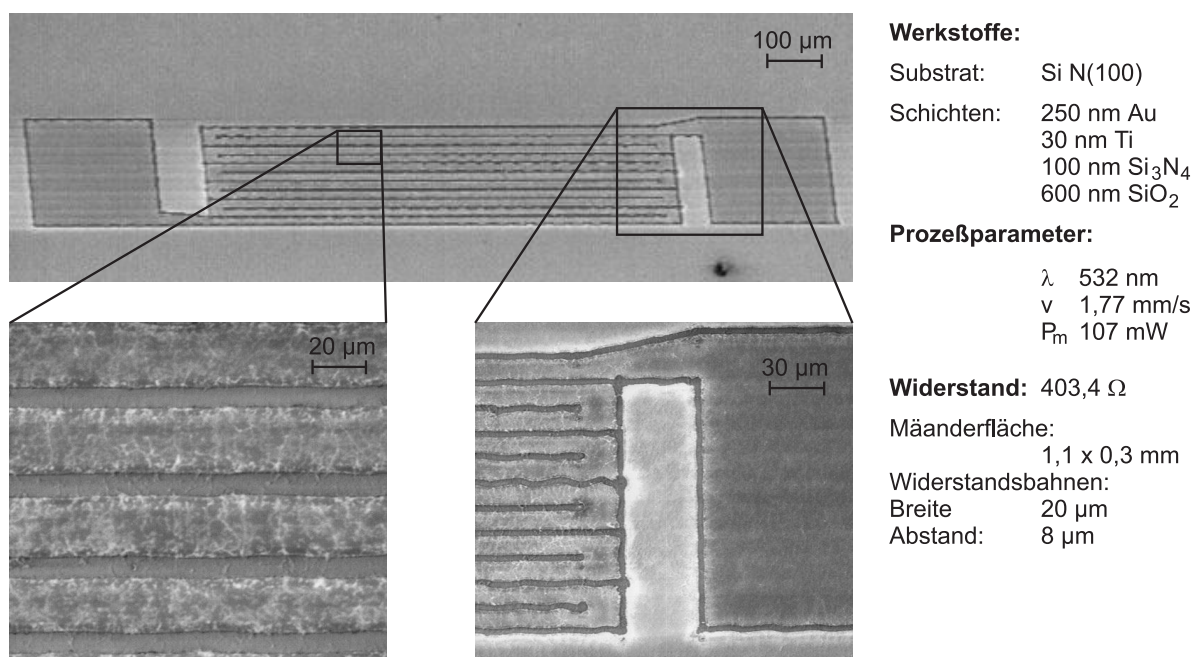


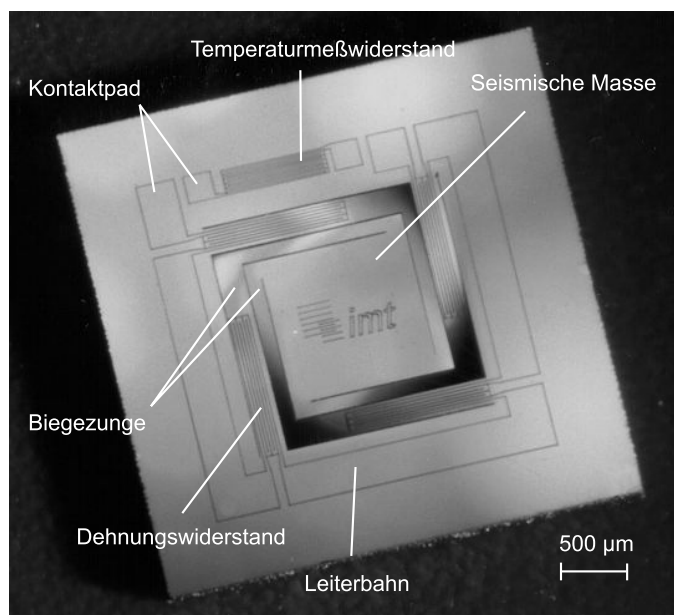
Abbildung 57: Gold-Dünnschichtwiderstand auf Silizium

Abbildung 57 zeigt einen 400  $\Omega$  Widerstand, der mit 1,76 mm/s Vorschub gefertigt wurde. Auch hier sind schon insbesondere an den Punkten der Richtungsänderung der Positionier-tische wellenförmige Abweichungen zu beobachten. Die Funktion des Widerstandes bleibt davon unbeeinflußt.

## 7 Einige Anwendungsbeispiele

Um die entwickelten Technologien zur Mikrostrukturierung mittels direkt schreibender Laserstrahlung und deren Kompatibilität und Kombinationsmöglichkeiten mit konventionellen lithographischen Verfahren zu demonstrieren, wurden einige mikrotechnische Komponenten gefertigt. Im Anschluß an die Fertigung der Sensoren und Aktoren erfolgte jeweils ein Funktionsnachweis. Eine vollständige Charakterisierung der Mikrokomponenten würde den Rahmen dieser Arbeit sprengen. Neben der Untersuchung von Prozeß- und Geräteparametern sollen anhand der angeführten Anwendungsbeispiele die Vorzüge der Laserbearbeitung mit Nd:YAG-Laserstrahlung demonstriert werden.

### 7.1 Beschleunigungssensor



#### Werkstoffe:

Substrat:	Si N(100)
Schichten:	250 nm Au
	30 nm Ti
	100 nm Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>
	600 nm SiO <sub>2</sub>

#### Dehnungswiderstände:

Widerstandswert:	je ca. 120 Ω
Mäanderfläche:	1,5 x 0,24 mm
	6 Widerstandsbahnen

#### Temperaturmeßwiderstand:

Widerstandswert:	458 Ω
Mäanderfläche:	1,1 x 0,3 mm
	11 Widerstandsbahnen

#### Leiterbahnen:

Breite:	400 µm
---------	--------

Abbildung 58: Beschleunigungssensor

Beschleunigungssensoren sind Standardbauelemente der Mikrotechnik, die in großen Stückzahlen kommerziell gefertigt werden. An einem solchen Sensor lassen sich die Vorteile direkt schreibender Laserstrahlung zeigen. Das gewählte Design sieht eine Siliziummembran mit einem als seismische Masse wirkenden Boß vor. Die Membran wird in Form von Zungen strukturiert. Auf den Zungen werden Dehnungswiderstände zur Verformungsmessung appliziert. Der Sensor ist für die Messung von Beschleunigungen senkrecht zur Waferebene konzipiert.

Der prinzipielle Technologieablauf ist in Abbildung 59 dargestellt. Der doppelseitig polierte

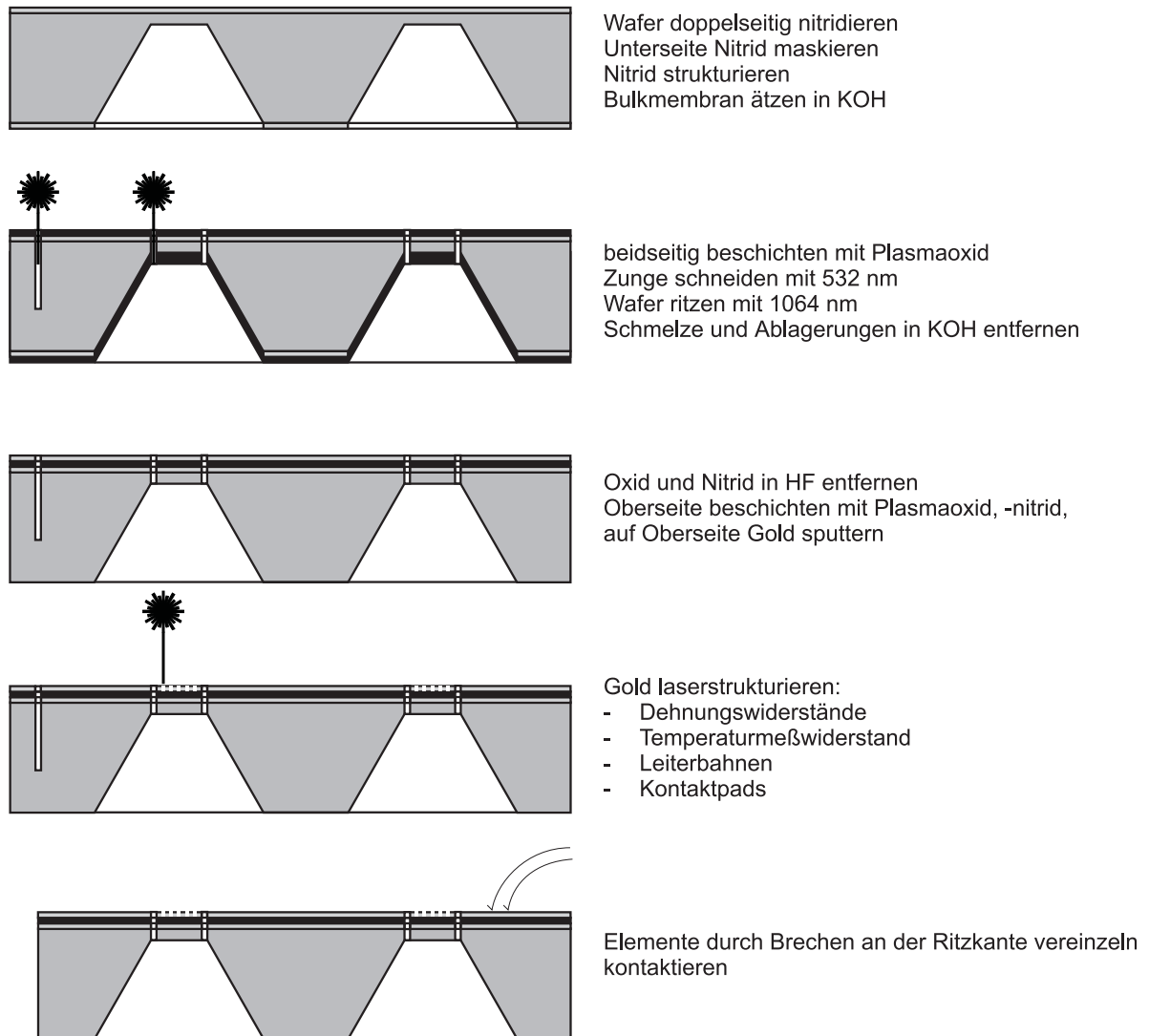


Abbildung 59: Technologieablauf Beschleunigungssensor

N(100)-Ausgangswafer hatte eine Stärke von  $380\ \mu\text{m}$ . Der gefertigte Sensor basiert auf einer naßchemisch in KOH anisotrop geätzten Silizium-Boßmembran von ca.  $20\ \mu\text{m}$  Stärke. Von dieser Struktur fanden 36 Elemente auf einem Wafer von  $36\ \text{mm} \times 36\ \text{mm}$  Größe Platz. Diese Grundelemente wurden zunächst beidseitig in einem CVD-Prozeß oxidiert. Das Schneiden der Membran erfolgte bei einer Wellenlänge von  $532\ \text{nm}$ , die Pulsfrequenz betrug  $2\ \text{kHz}$ , der Vorschub  $0,3\ \text{mm/s}$ . Im gleichen Bearbeitungsschritt wurden die Proben geritzt, um sie nach Abschluß aller technologischen Arbeiten durch Brechen zu vereinzeln. Nach dem Laserschneiden und Ritzen wurden in gepufferter Flußsäure und bei  $70^\circ\text{C}$  in  $30\%$  KOH Schmelze und Ablagerungen sowie die Schutzschichten vollständig entfernt (s. Kapitel 5.3.2). In Abbildung 60 ist links eine strukturierte Membran mit Amboß eingerahmt durch die geritzten Vertiefungen im Siliziumwafer zu erkennen. Rechts ist die Rückseite abgebildet.



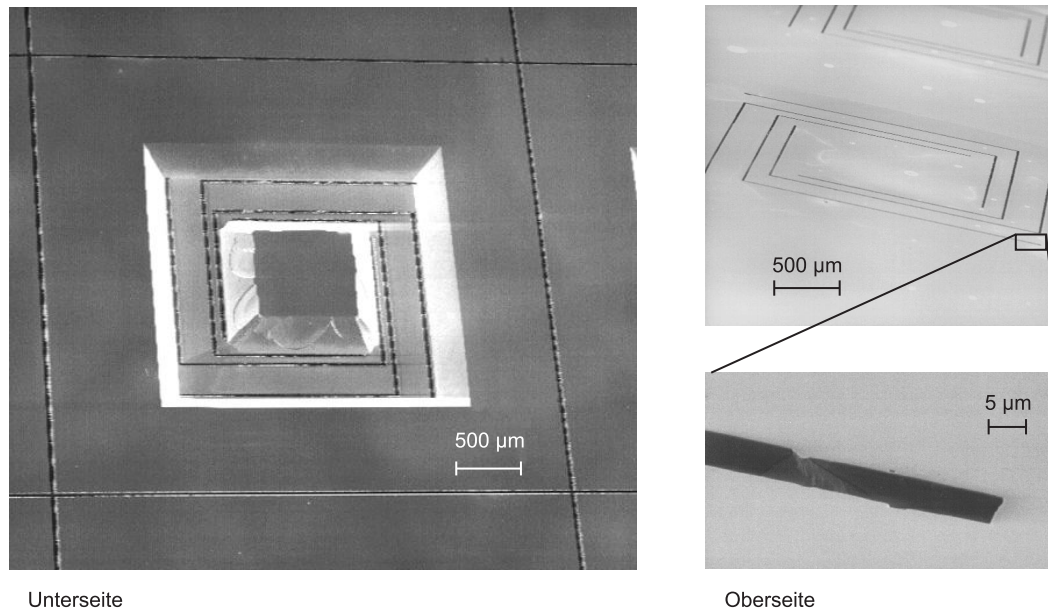


Abbildung 60: Beschleunigungssensor: Siliziumstruktur nach Laserschneiden und Reinigung

Die Vergrößerung zeigt die hohe Kantenschärfe der Schnittkanten.

Nach abgeschlossener Siliziumstrukturierung und Reinigung wurden zur Realisierung der für die Sensorfunktion vorgesehenen Dehnungswiderstände die Proben zunächst mit 600 nm Siliziumoxid und dann mit 100 nm Siliziumnitrid in einer Plasma-CVD Anlage beschichtet. Anschließend wurden 150 nm Gold aufgesputtert. Die Strukturierung der Goldschicht erfolgte wiederum bei 532 nm bei einer Pulsfrequenz von 4 kHz und einer mittleren Leistung von 120 mW. Man erkennt auf Abbildung 58, daß vier Widerstände erzeugt wurden, die sich jeweils auf einer Zunge befinden. Diese Widerstände wurden mit durch Laserstrukturierung erzeugten Leiterbahnen auf dem Substrat in Reihe geschaltet. Der Widerstandswert der Dehnungswiderstände wurde zu 483 Ohm gemessen. Um den Einfluß von Temperaturschwankungen auf das Sensorsignal kompensieren zu können, wurde zusätzlich ein Dünnschichtwiderstand dicht neben der Membran aufgebracht.

Die Empfindlichkeit des Beschleunigungssensors läßt sich durch Variation der Gestalt der Zungen des Sensors sowie der Geometrie der Widerstandsbahnen verändern. Dieses kann durch Verwendung eines CAD-Programms auf einfache und schnelle Weise durchgeführt werden. Die Entwicklung und Fertigung verschiedener Designs von Beschleunigungssensoren optimiert für den jeweiligen Anwendungsfall kann mit dem vorgestellten Aufbau auf Basis einer standardisierten Bulkmembran mittels direktem Laserschreiben innerhalb eines Tages erfolgen.

## 7.2 Kraftsensor

Die Entwicklung mikromechanischer Komponenten erfordert häufig die Messung von Kräften im Milli- und Mikronewtonbereich. Der Einsatz handelsüblicher Meßaufnehmer scheitert oftmals nicht nur an mangelnder Empfindlichkeit, sondern aufgrund der Baugröße auch an ungenügender Handhabungsmöglichkeit.

Es wurde mittels direktem Laserschreiben ein taktiler 3-D Kraftsensor entwickelt, der in der Lage ist, die zu messenden Kräfte in ihre einzelnen Koordinaten aufzulösen [Büt 99]. Dieser Sensor wurde nach naßchemischer Strukturierung einer Membran mit Amboß mittels Laserstrahlung gefertigt. Basissubstrat und Technologieablauf ist identisch mit dem Beschleunigungssensor, so daß diese Sensoren auch gemeinsam auf einem Wafer gefertigt werden können. Die Geometrie der strukturierten Membran sieht einen Amboß vor, der von 8 Federn gehalten wird (s. Abbildung 61).

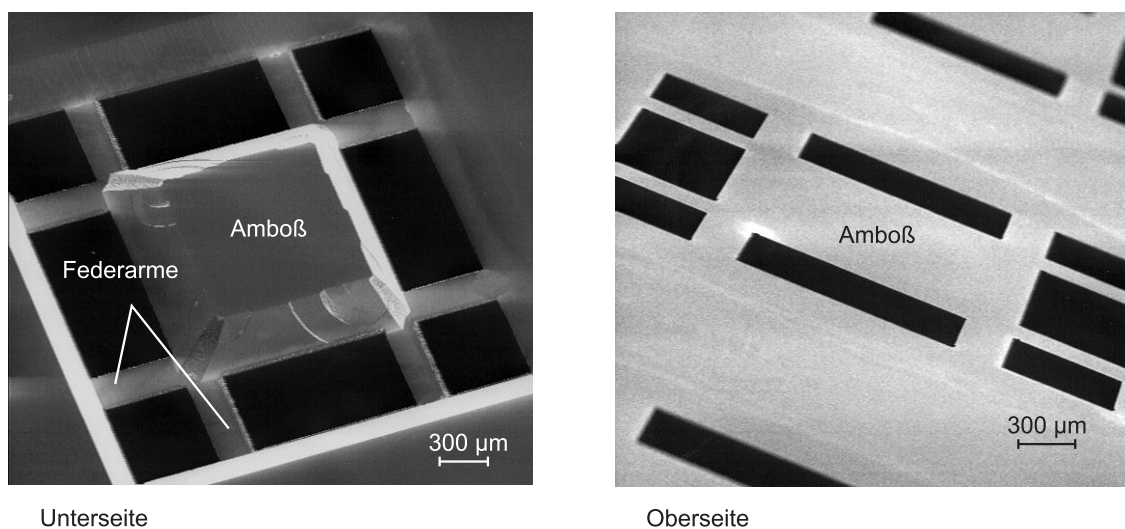
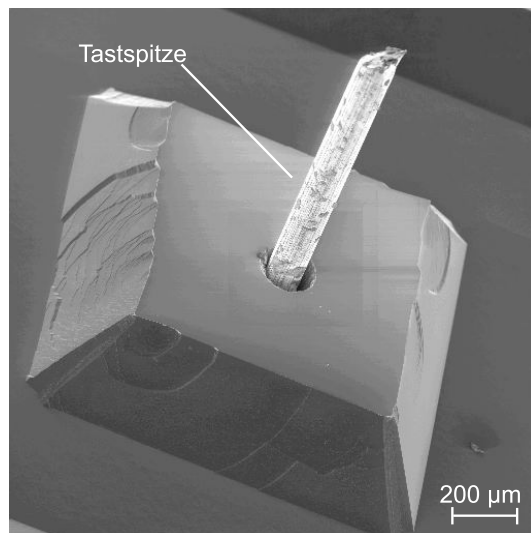


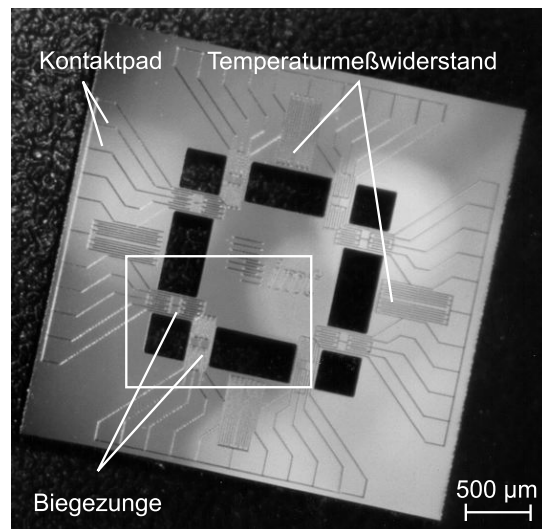
Abbildung 61: *Mechanische Plattform des 3-D Kraftsensors*

Abbildung 62 visualisiert links die Aufnahme der Tastspitze. Für eine definierte, form-schlüssige Fixierung des Tasters wurde ein zylindrisches Loch von 150 µm Durchmesser in den Siliziumamboß geschnitten. Die rechte Bildhälfte zeigt die Gestaltung der Dehnungs- und der Temperaturmeßwiderstände. Im Bild 62 rechts unten zeigt sich ein weiterer bedeutender Vorteil der Laserstrukturierung gegenüber anisotropen Ätzverfahren: Im Gegensatz zum anisotropen naßchemischen Ätzen erlaubt die Laserstrukturierung einen abgerundeten Auslauf der Federn an Amboß und Substrat. Auf diese Weise läßt sich das mechanische Verhalten der Federn entscheidend verbessern. Einschränkend auf die Ausbeute wirkten sich bei der Fertigung der Siliziumstruktur ohne Radius zunächst vereinzelt auftretende Brüche der Federelemente aufgrund mechanischer Spannungen aus. Schon der Bruch nur einer ein-

zelenen Feder führt zum Versagen der Funktion des gesamten Sensors. Mit der Einführung von  $25\text{ }\mu\text{m}$  großen Radien an allen Federecken konnte bei jeweils 24 ohne bzw. mit Radien hergestellten Kraftsensoren die Ausbeute von 60% auf 100% nach Abschluß aller Technologieschritte gesteigert werden.



Fixierung Tastspitze



Unteransicht

**Werkstoffe:**

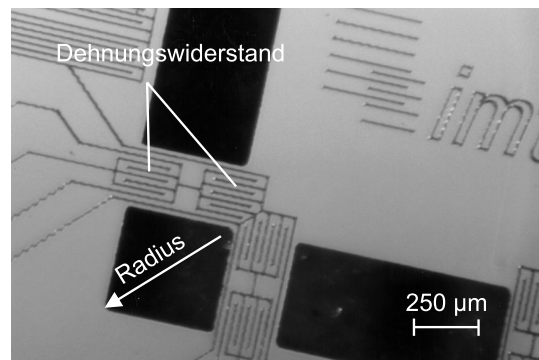
Substrat: Si N(100)  
 Schichten: 250 nm Au, 30 nm Ti  
 100 nm  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , 600 nm  $\text{SiO}_2$   
 Meßfühler: Wolfram,  $\phi 125\text{ }\mu\text{m}$

**Dehnungswiderstände:**

Wert: ca.  $40\text{ }\Omega$   
 Mäanderfläche:  $300 \times 260\text{ }\mu\text{m}$   
 6 Widerstandsbahnen

**Temperaturmeßwiderstände:**

Wert: ca.  $110\text{ }\Omega$   
 Mäanderfläche:  $860 \times 430\text{ }\mu\text{m}$   
 12 Widerstandsbahnen



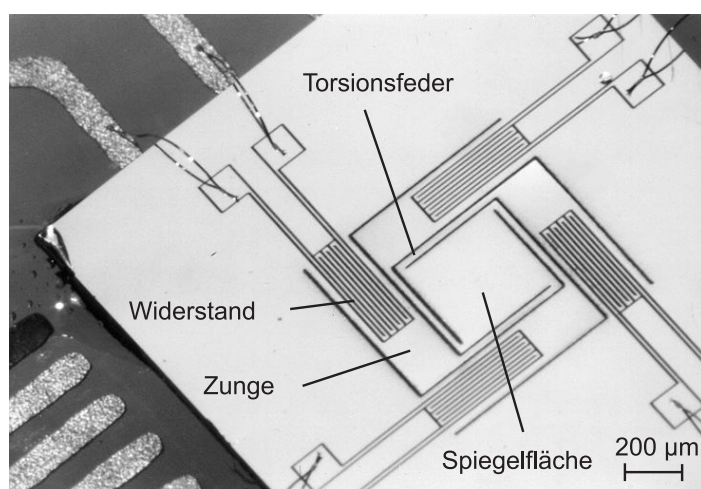
Ausschnitt Unteransicht:  
 Dünnschichtwiderstände,  
 Radius:  $25\text{ }\mu\text{m}$

Abbildung 62: Kraftsensor

## 7.3 Mikrospiegel

Verstellbare Spiegel werden in der Optik im allgemeinen als Kippspiegel mit zwei Winkelfreiheitsgraden oder auch als linear verschiebbare Spiegel, beispielsweise als Phasenschiebeeinheit eines Interferometers eingesetzt. Gerade im letzteren Fall ist eine Positionierauflösung im Nanometerbereich unabdingbar. Über den makroskopischen Bereich hinaus gewinnt die

Mikrooptik dabei immer mehr an Bedeutung [Fou 94]. Vor diesem Hintergrund wurde ein Mikrospiegel entwickelt, der sich über vier mit Hilfe von Golddünnschichtwiderständen als beheizbare Zungen gestaltete Aktoren auslenken läßt (Abbildung 63). Die Auslenkung kann dabei als Linearverschiebung senkrecht zur Spiegelachse oder auch als Kippbewegung um die durch den Spiegel aufgespannten Achsen erfolgen. Der Mikrospiegel besteht aus einer anisotrop geätzten, quadratischen Siliziummembran von 20  $\mu\text{m}$  Dicke und einer Kantenlänge von 2,6 mm. Diese Membran wurde in einem CVD-Prozeß auf ihrer Rückseite (im Bild sichtbar) mit einer dielektrischen Schicht versehen und anschließend mit Gold besputtert. Nachfolgend wurden in einem Prozeßschritt die Membran lasergeschnitten und die Golddünnschichtwiderstände strukturiert.



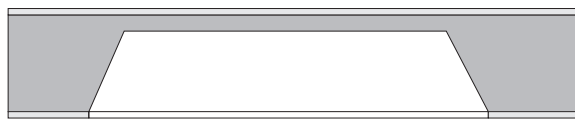
Substrat:	Silizium P(100)
Spiegelfläche:	1mm <sup>2</sup>
Membrandicke:	20 $\mu\text{m}$
Zungenlänge:	2 mm
Zungenbreite:	580 $\mu\text{m}$
Länge der Torsionsfeder:	1,2 mm
Breite der Torsionsfeder:	80 $\mu\text{m}$
Spaltbreite:	20 $\mu\text{m}$
Leiterbahnbreite:	20 $\mu\text{m}$
Widerstandsbahnenlänge:	2,5 mm
Widerstandswerte:	250 Ohm

Abbildung 63: *Laserstrukturierter Mikrospiegel*

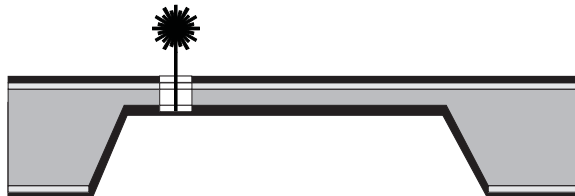
## 7.4 Mikroschalter

Mikromechanische Schalter sind in ihren Eigenschaften zwischen elektromechanischen Relais und Halbleiterschaltern einzuordnen. Sie sollen die Vorteile der mechanischen Relais, wie Entkopplung von Schalt- und Lastkreis sowie galvanische Trennung der Schaltkontakte im Auszustand, und der MOSFETs, hohe Schaltfrequenz, kleine Baugröße, in sich vereinen. In den letzten zehn Jahren wurden einige Funktionsmuster entwickelt, die auf unterschiedlichen technologischen Konzepten basierten und mit verschiedenen Aktorprinzipien arbeiteten [Hos 94], [Dra 95]. Es hat aber bisher keine Entwicklung gegeben, die sich in der Anwendung behaupten konnte und in Serie produziert wird. Die bestehenden Konzepte wurden zumeist monolithisch ausgeführt und nutzten ein einziges Aktorprinzip zur Bereitstellung eines großen zurückzulegenden Schaltweges einerseits und einer hohen benötigten Schaltkraft im geschlossenen Zustand andererseits.

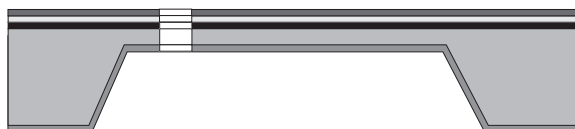
Im Rahmen dieser Arbeit wurde ein Schalter entworfen, der geeignet ist, die bisherigen Probleme durch ein neuartiges Design zu lösen. Zum einen werden durch einen mehrlagigen Aufbau technologische Unverträglichkeiten einzelner Bauelemente vermieden und dadurch eine Beschränkung auf einfache und sichere Standardtechnologien erreicht.

**Schaltelement**

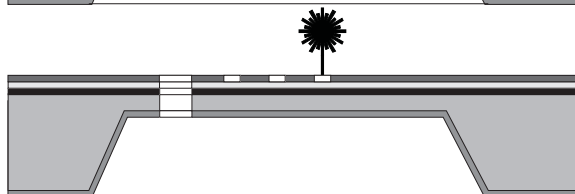
Wafer doppelseitig nitridieren  
 Unterseite Nitrid maskieren  
 Nitrid strukturieren  
 Siliziummembran ätzen in KOH



beidseitig beschichten mit Plasmaoxid  
 Membran schneiden mit 532 nm  
 Schmelze in KOH entfernen



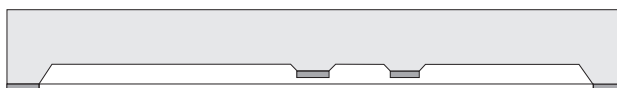
Oxid und Nitrid in HF entfernen  
 auf Unterseite Aluminium sputtern 4  $\mu\text{m}$   
 Oberseite beschichten: Plasmaoxid, -nitrid  
 auf Oberseite Gold sputtern 300 nm



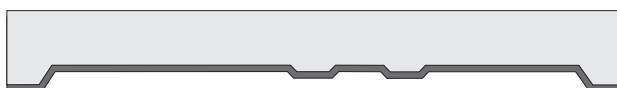
Gold laserstrukturieren:  
 Heizwiderstand, Elektroden, Kontaktbrücke

**Gegenkontakt**

Pyrexwafer beidseitig nitridieren  
 1. Nitridmaske strukturieren  
 Pyrex ätzen:  
 Ätztiefe = Kontaktabstand Schalter offen



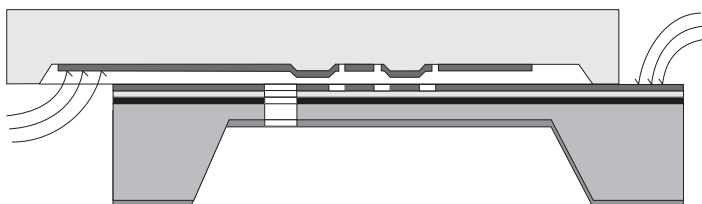
Pyrexwafer beidseitig nitridieren  
 2. Nitridmaske strukturieren  
 Pyrex ätzen:  
 Ätztiefe = Abstand elektrostatischer Aktor



Nitridmaske entfernen  
 auf Unterseite Gold sputtern



Gold maskieren  
 Maske strukturieren  
 Gold strukturieren  
 Maske entfernen

**Schaltelement und Gegenkontakt montieren**

Schaltelement und Gegenkontakt ausrichten  
 bonden  
 kontaktieren

Abbildung 64: Technologieablauf Mikroschalter

Mit dem Einsatz von Laserstrukturierungsverfahren für Siliziummembranen kann auf doppelseitige Lithographie verzichtet werden. Durch die Laserstrukturierung von Dünnschichtwiderständen lassen sich eine Vielzahl von Prozeßschritten einsparen. Die Aktorik beruht auf zwei getrennten Wirkprinzipien für die unterschiedlichen Größen Kraft und Weg. Mittels einer bimorphen Struktur wird der notwendige Schaltweg zur sicheren Vermeidung von Lichtbögen realisiert. Die benötigte Schaltkraft wird durch eine elektrostatische Schaltkraftverstärkung bereitgestellt. Der aktive Teil des Schalters besteht aus einer Siliziumzunge, deren Unterseite mit Aluminium beschichtet ist. Auf der Oberseite befinden sich eine 100 nm starke Siliziumnitrid- und eine 600 nm starke Oxidschicht zur elektrischen Isolation. Die darauf abgeschiedene Goldschicht wurde mittels Laserstrahlung derart strukturiert, daß ein Heizwiderstand zur thermischen Auslenkung der Zunge, ein U-förmiger Schaltkontakt und eine Elektrodenfläche zur elektrostatischen Kontaktkraftverstärkung entsteht. Der Gegenkontakt, eine auf Basis von Pyrex-Glas rein naßchemisch gefertigte Struktur, führt die zu schaltenden Leiterbahnen zu den quadratischen, erhabenen Schaltkontakten. Wird der Heizwiderstand mit Strom beaufschlagt, so bewirkt das Aufheizen der Struktur durch den erheblich höheren Längenausdehnungskoeffizient von Aluminium gegenüber Silizium die Translation der Zunge in Richtung Gegenkontakt. Eine zwischen den Elektrodenflächen von Schaltelement und Gegenkontakt angelegte Spannung bewirkt durch elektrostatische Kräfte ein Anpressen des U-förmigen Schaltkontakts an die vier erhöhten Pads, über die die zu schaltenden Leiterbahnen verlaufen. Der Schalter ist geschlossen. Ist diese Kraft groß genug, so kann auf weiteres Beheizen der Zunge verzichtet werden, so daß der Schalter verlustleistungslos ausschließlich mit elektrostatischen Kräften in seinem geschalteten Zustand gehalten werden kann. Nach Abschalten dieser Spannung fällt der Schaltkontakt zurück, der Schalter ist geöffnet und die Schaltkontakte sind galvanisch entkoppelt.

Mit der Bereitstellung von Doppelkontakten wird ein Kippen des Schaltkontaktes und damit ein möglicher Kurzschluß der angelegten Spannung des elektrostatischen Aktors vermieden. Auch bei Verzug der Membran, beispielsweise durch mechanische Spannungen, wird auf diese Weise ein sicherer Schaltvorgang gewährleistet. Durch die Höhe der quadratischen Schaltkontakte auf dem Pyrex-Gegenkontakt wird der wirksame Abstand der Elektrodenflächen des elektrostatischen Aktors und damit letztendlich die Kontaktkraft eingestellt.

Für dieses Konzept eines Mikroschalters wurde eine Technologiestudie angefertigt. Der Prozeßablauf ist in Abbildung 64 dargestellt. Abbildung 65 zeigt links oben das aktive Schaltelement mit Schaltkontakt und Heizwiderstand. Rechts oben ist der Gegenkontakt zu sehen. Die zu schaltenden Leiterbahnen (außen) und die Elektrodenfläche (innen) verlaufen in Gräben im Pyrexwafer. Am rechten Ende sind die quadratischen, erhabenen Schaltkontakte zu erkennen. Unten im Bild ist der fertig montierte und kontaktierte Mikroschalter abgebildet.



Die Studie zeigt insbesondere die Kombination konventioneller lithographischer Ätzverfahren mit den entwickelten Prozessen zur direkt schreibenden Lasermikrostrukturierung.

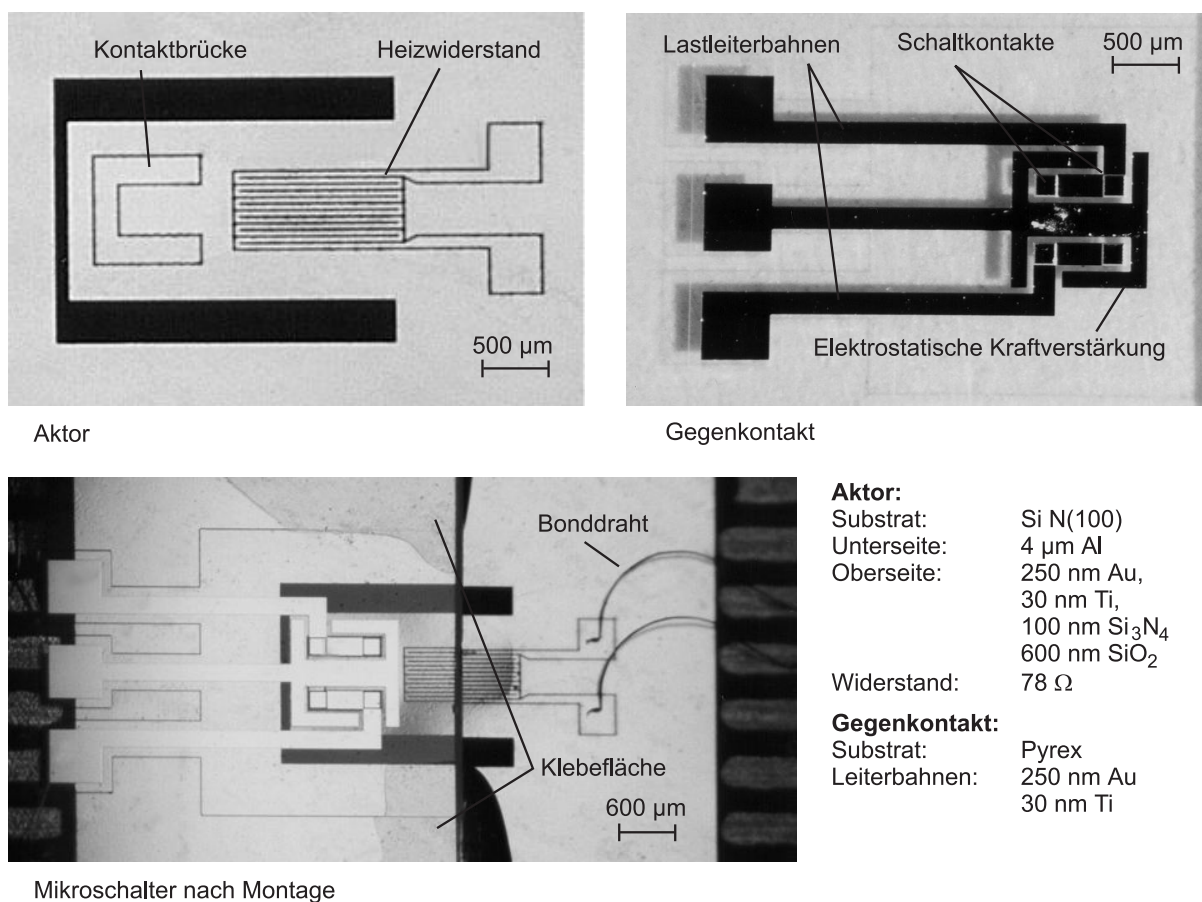


Abbildung 65: Technologiestudie eines Mikroschalters

## 7.5 Formgedächtnislegierungen

Formgedächtnislegierungen auf Basis von Nickel-Titan werden in der Mikromechanik zunehmend als Werkstoff zur Bereitstellung aktorischer Funktionen vorgesehen [Joh 98]. Neben dem Sputtern von Nickel-Titan als Funktionsschicht ist derzeit die naßchemische Strukturierung dieser Werkstoffe Gegenstand intensiver Forschungsaktivitäten. Nickel-Titan-Gefüge lassen sich sowohl mit üblichen Nickel- als auch mit Titanätzlösungen auf Basis von HF und HNO<sub>3</sub> ätzen [Koh 96]. Allerdings scheiterte eine erfolgreiche lithographische Strukturierung bislang vor allem an einer fehlenden geeigneten Maskierschicht. Schon aufgrund der Rauheit üblicherweise gewalzter NiTi-Folien bestehen Haftungsprobleme, so daß die Maskierschicht unvermeidlich unterätzt wird. Derartige Nickel-Titanfolien konnten erfolgreich mit Nd:YAG-Laserstrahlung bei 1064 nm geschnitten werden. Dabei wurde festgestellt, daß



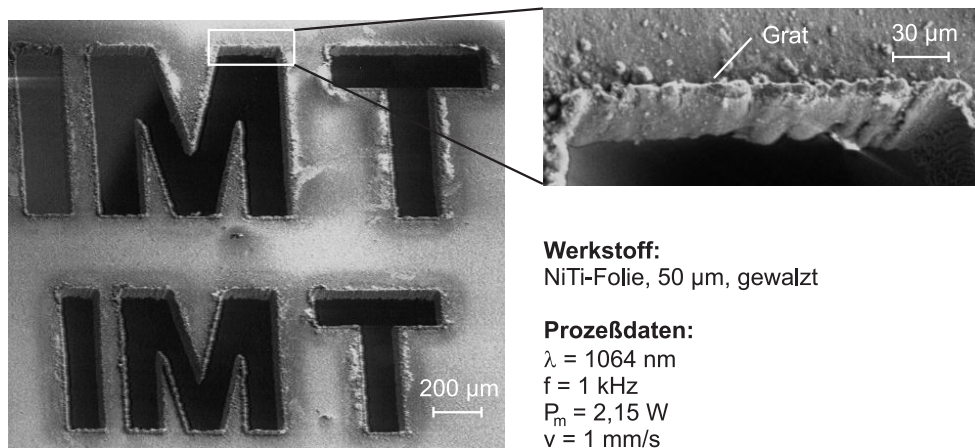


Abbildung 66: Geschnittene Nickel-Titanfolie

die Abtragsrate bei konstantem Fokusbereich nicht von der mittleren Leistung, sondern im wesentlichen von der Pulsenergie der Laserstrahlung abhängt [Lee 99].

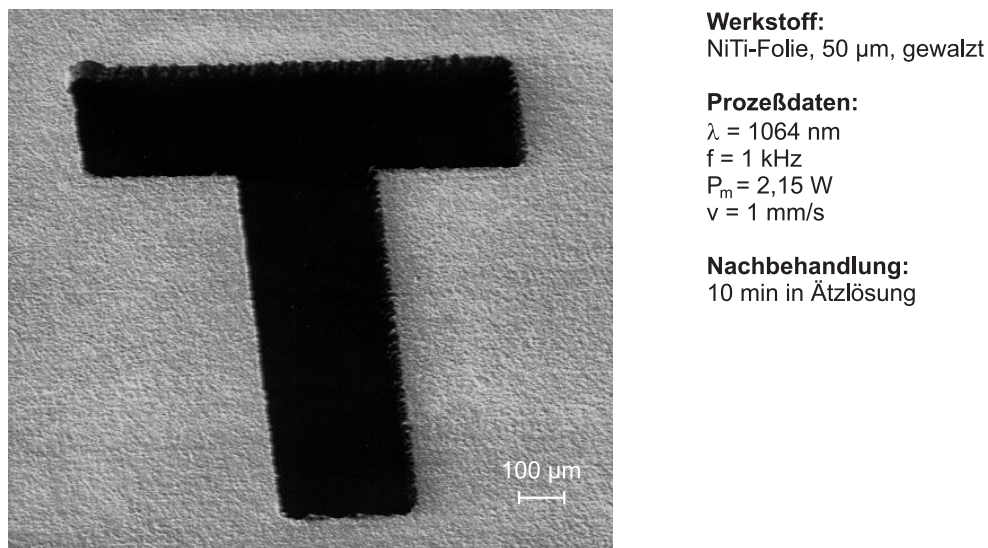


Abbildung 67: NiTi-Folie nach Entfernung von Ablagerungen und Grat

Abbildung 66 zeigt eine mit  $\lambda = 1064 \text{ nm}$ , 1 kHz und 2,15 W mittlerer Leistung lasergeschnittene 50 µm starke Nickel-Titanfolie. Man stellt fest, daß sich auf der Schnittkante ein Grat aus erstarrter Schmelze ausbildet. Dieser variiert in der Höhe zwischen ca. 6 µm und 12 µm. Das verdampfte Material schlägt sich größtenteils als Oxidschicht auf der Folie nieder. Die Schnitte sind rißfrei und erreichen einen Kantenwinkel von nahezu 90°.

Behandelt man derart geschnittene Proben kurz in einer geeigneten Ätzlösung, so lassen sich Ablagerungen und Grat vollständig entfernen. Abbildung 67 zeigt einen Ausschnitt

der Probe in Abbildung 66 nach 10 minütiger Behandlung in einer Lösung auf Basis von Flußsäure und Salpetersäure.

Auswirkungen der Laserstrahleinwirkung auf die aktorischen Eigenschaften des Materials konnten nach der beschriebenen naßchemischen Entfernung von Schmelze und Ablagerungen nicht festgestellt werden. Daher ist die Laserstrukturierung mit Rücksicht auf die durch die benutzte Wellenlänge begrenzte erreichbare Auflösung für viele Anwendungsfälle ein geeignetes Werkzeug zur Strukturierung von Nickel-Titan Formgedächtnislegierungen.

## 8 Mikrostrukturierung durch direktes Schreiben mit Nd:YAG-Laserstrahlung - Diskussion

Die heute üblichen Technologien zur Strukturierung mikromechanischer Bauelemente basieren in ihren Ursprüngen auf den Verfahren der Mikroelektronik. Die Mikromechanik hat sich mittlerweile als eigenständige Disziplin etabliert und konnte in einigen Einsatzfeldern, beispielsweise bei Beschleunigungssensoren im Kfz-Bereich, feinwerktechnische Produkte weitgehend ersetzen. Innerhalb der Mikrotechnik wurden Prozesse entwickelt, die weit über die Möglichkeiten der Elektroniktechnologie hinausgehen, denkt man neben dem anisotropen naßchemischen Ätzen beispielsweise an die Möglichkeiten, die mit den Methoden der Oberflächenmikromechanik bereitgestellt werden. Diese Verfahren bieten einen erheblichen Gewinn an gestalterischer Freiheit für den Entwickler von Mikrosystemen. All diese Technologien haben allerdings eines gemeinsam: Sie arbeiten mit lithographischen Methoden. Es muß für jedes Produkt ein mehr oder weniger umfangreicher Maskensatz angefertigt werden, dessen Entwicklung ausreichender Erfahrung bedarf und einen erheblichen Zeit- und Kostenaufwand darstellt. Dieser Aufwand erscheint noch akzeptabel, wenn eine spezielle Anwendung keine andere als eine mikrotechnische Lösung zuläßt und auf diese Weise einen hohen Preis rechtfertigt, oder aber wenn sich die Entwicklungskosten aufgrund hoher Stückzahlen pro Bauteil minimieren und der Zeitfaktor eine untergeordnete Rolle spielt. Nur wenige mikrotechnische Produkte, vor allem solche aus dem Kfz- oder Konsumgüterbereich, werden allerdings in hohen Stückzahlen benötigt. In technischen Fragestellungen wird daher eine mikrotechnische Lösung aus wirtschaftlichen Erwägungen häufig ausgeschlossen.

Der Aufwand für die Entwicklung und Herstellung von Mikrosystemen wird umso größer, wenn nicht bekannte Standardkomponenten oder Standardtechnologien benutzt werden, sondern die Entwicklung eines mikrotechnischen Produkts eine iterative Optimierung von Design und Technologie die wiederholte Neuerstellung von Masken bis zur Fertigungsreife erfordert. Jede Änderung der Geometrie des mechanischen Siliziumgrundgerüsts bedingt zumeist eine Neuberechnung der Kompensationsstrukturen. Um diese Probleme schon im Vorfeld zu lösen, hat sich innerhalb der Mikrotechnik ein Bereich etabliert, der die notwendigen Simulationswerkzeuge dazu bereitstellt. Neben der mathematischen Beschreibung des Verhaltens mikromechanischer Sensoren und der verschiedenen Aktorprinzipien werden auch zunehmend komplexe Technologien modelliert. Am Institut für Mikrotechnik wurde in diesem Zusammenhang die Simulation des anisotropen Ätzens entwickelt, die die Erstellung von Masken zum anisotropen Ätzen von Strukturen in Silizium stark vereinfacht [Tha 96]. Die Genauigkeit all dieser Modelle ist jedoch abhängig von der bereitgestellten Wissensbasis. Wenn diese nicht in ausreichendem Maße vorhanden ist, ist man auf experimentelle

Versuchsreihen angewiesen. Gerade Produkte aus dem Bereich der Mikrofluidik lassen sich nicht ohne weiteres modellieren. Die in der Ähnlichkeitstheorie der Strömungsmechanik üblichen Kennzahlen (Prandtl-, Stokeszahl, etc.) verlieren im Mikrobereich ihre Gültigkeit. Stattdessen spielen Effekte, die im allgemeinen vernachlässigt werden, eine große Rolle, wie z. B. Kapillar-, Adhäsions-, Kohäsions- und Diffusionskräfte, für die noch keinerlei Simulationswerkzeuge verfügbar sind. Für Mikrokomponenten aus diesem Bereich sind Redesigns unumgänglich.

Analysiert man die aufgeführten Probleme, so läßt sich die den Prozessen zugrunde liegende Lithographie als Hauptursache von Zeit- und Kostenaufwand feststellen. An dieser Stelle formuliert sich die Notwendigkeit nach Technologien zur Mikrostrukturierung, mit denen sowohl Kleinserienfertigung, als auch Rapid Prototyping in der Mikrosystemtechnik ermöglicht wird. Mit dieser Arbeit wurde erfolgreich der Versuch unternommen, direkt schreibende Nd:YAG-Laserverfahren zu entwickeln und in Kombination mit herkömmlichen Strukturierungsverfahren als Lösung für die wirtschaftlich sinnvolle Produktion kleiner Losgrößen einerseits und Prototypenfertigung in angemessenem Zeitrahmen andererseits anzubieten. Neben einer Reihe von Detaillösungen, die den technologischen Aufwand von Mikrobauteilen erheblich vereinfachen, und auf die unten ausführlicher eingegangen wird, wurde auch ein Verfahren entwickelt, auf Basis von ätztechnisch hergestellten Standardstrukturen eine Anzahl verschiedener Sensoren und Aktoren herzustellen, deren Funktion, Geometrie und Verhalten allein von der Laserbearbeitung bestimmt wird und für deren Variation keinerlei Lithographieschritte notwendig sind.

Grundstein der entwickelten Prozesse ist die Möglichkeit, sowohl die Grundwellenlänge des Nd:YAG-Lasers sowie die Zweite Harmonische bereitzustellen. Auf diese Weise lassen sich die Basisprozesse Bearbeitung von Siliziumwafern und -membranen sowie die Strukturierung dünner Goldschichten durchführen. In dieser Arbeit wurden folgende grundsätzliche Verfahren zur Mikrostrukturierung mit Laserstrahlung behandelt:

- Strukturieren von Siliziumwafern
- Strukturieren von Siliziummembranen
- Ritzen von Siliziumwafern zum Vereinzeln von Mikrokomponenten
- Strukturieren dünner Goldschichten auf Substraten bzw. dielektrischen Schichten
- Schneiden von NiTi-Formgedächtnislegierungen

Diese Basisverfahren bieten ein erhebliches Anwendungspotential für verschiedene Bereiche der Mikrotechnik. Im Folgenden werden einige der Möglichkeiten, die direkt schreibende

Laserbearbeitungsverfahren in der Mikrotechnik bieten, unter dem Aspekt diskutiert, inwieweit sich der technologische und auch der wirtschaftliche Aufwand zur Herstellung von mikromechanischen Komponenten reduzieren läßt oder welche zusätzlichen gestalterischen Möglichkeiten dem Entwickler mit dem Einsatz fokussierter Nd:YAG-Laserstrahlung geboten werden.

### Vereinzeln von Sensoren und Aktoren

Das Vereinzeln von Mikrokomponenten, die im Batch Processing in großer Zahl auf einem Wafer hergestellt wurden, wird häufig mit einer Wafersäge durchgeführt. Dies ist allerdings nur bei Komponenten realisierbar, die hermetisch gekapselt sind. Das Sägen von Silizium hinterläßt ein Siliziumstaub-Kühlwassergemisch, das sich nur unvollständig und nur direkt nach dem Sägen in einem Ultraschallbad in Aceton entfernen läßt. Eine solche Behandlung führt bei Sensoren oder Aktoren, die dünne Silizium- oder Oxidmembranen enthalten, meist zur Zerstörung der Struktur. Um dies zu umgehen, kann man Gräben in den Siliziumwafer ätzen, entlang derer die Strukturen auseinandergebrochen werden. Bei der Anwendung dieses Verfahrens auf die überwiegend eingesetzten (100)-Wafer entstehen V-Gräben, die von den (111)-Ebenen des Siliziumeinkristalls begrenzt werden. Setzt man voraus, daß ein sicheres Brechen ohne Zerstörung empfindlicher Strukturen eine Grabentiefe von 50% der Waferdicke erfordert, beträgt die Breite dieser Gräben durch die schrägen (111)-Ebenen des Siliziumeinkristalls  $350\text{ }\mu\text{m}$ . Durch die hohe Anzahl der auf einem Wafer erforderlichen Gräben vermindert sich die für die Strukturen nutzbare Fläche. Ritzt man dagegen

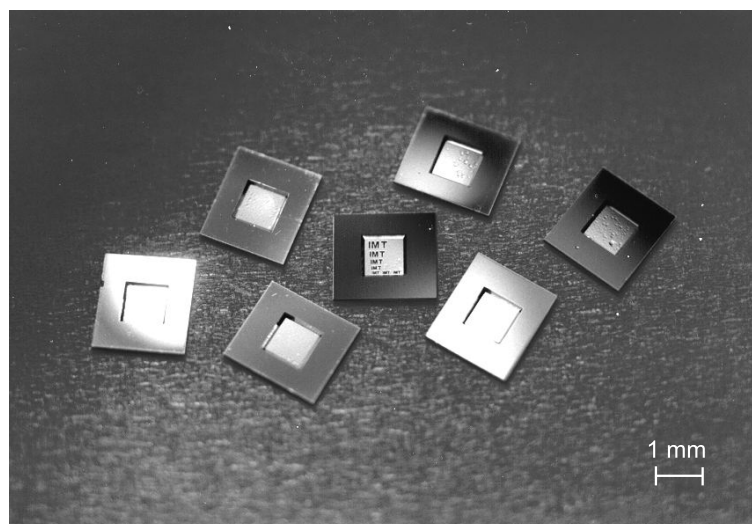


Abbildung 68: *Durch Laserritzen vereinzelte Mikroelemente*

einen Wafer mit Laserstrahlung, so ergibt sich für die eingesetzte Anlage eine Schnittfugenbreite von nur ca.  $50\text{ }\mu\text{m}$  mit nahezu senkrechten Schnittflanken. Dadurch, daß sich der

Wafer nicht nur ritzen, sondern mit infraroter Strahlung auch durchschneiden läßt und die Komponenten nur von der erstarrten Schmelze zusammengehalten werden, ist zudem die mechanische Belastung durch das Brechen geringer und somit die Ausbeute höher als beim Vereinzeln von Komponenten mit geätzten Gräben. Es ergeben sich entlang der Schnittfuge Ablagerungen, deren Menge und Ausdehnung unter anderem von der Ritztiefe bestimmt werden. Da dieser Bereich durch Optimierung der Prozeßparameter auf unter 100  $\mu\text{m}$  Breite reduzieren läßt, stellt er im allgemeinen keinen Störfaktor dar. Man wird allerdings vorteilhaft die Komponenten in einem frühen Fertigungsstadium ritzen, z. B. zeitgleich mit der eigentlichen Laserstrukturierung des Bauteils, und Ablagerungen in einem nachfolgenden KOH-Ätzschritt entfernen. In Abbildung 60 (s. Seite 89) sieht man geritzte Gräben, die zur Vereinzeln von Beschleunigungssensoren angelegt wurden. Abbildung 68 zeigt auf diese Weise vereinzelte Mikrostrukturen.

### **Schneiden von Silizium unabhängig von der Kristallrichtung**

Das Schneiden von Silizium mit Laserstrahlung geschieht kristallrichtungsunabhängig. Es lassen sich auf diese Weise Geometrien erzeugen, die mittels anisotropen Ätzverfahren nicht realisierbar sind. Ein anderes in der Mikrotechnik eingesetztes, ebenfalls kristallrichtungsunabhängiges Strukturierungsverfahren ist das Trockenätzen mit chlorierten oder fluorierten Gasen. Vergleicht man dieses Verfahren mit dem Laserschneiden, so ist das Trockenätzen zwar hinsichtlich der erreichbaren Auflösung und Oberflächengüte dem Laserschneiden überlegen. Allerdings weist dieses Verfahren eine sehr geringe Ätzrate sowie extrem hohe Betriebskosten auf. Eine Prozeßunterstützung durch ein Plasma erhöht zwar die Ätzrate, in der Produktion mikromechanischer Sensoren wird das Plasmaätzen von Bulk-Silizium nicht zuletzt aus wirtschaftlichen Erwägungen bisher nicht eingesetzt.

Die Strukturierung unabhängig von der Kristallrichtung kann als Gestaltungsmöglichkeit genutzt werden, die auch die Festigkeit mechanisch belasteter Strukturen verbessert. Scharfe Ecken führen bei mechanisch belasteten Bauteilen zu Spannungsspitzen [Dub 87]. Die Festigkeitslehre des Maschinenbaus sieht daher an solchen Stellen Freistiche bzw. Radien vor, die die Reduzierung innerer Spannungen bewirken und so zu entscheidenden Verbesserungen der Belastbarkeit der Bauteile führen. Dies läßt sich mittels Laserschneiden auch auf den Werkstoff Silizium übertragen. Im Falle des im Rahmen dieser Arbeit hergestellten Kraftsensors (Kapitel 7.2) wurde durch die Einführung radialer Ausläufe an den Biegefedern Spannungsspitzen reduziert und die Bruchfestigkeit erhöht (siehe Abbildung 62 auf Seite 91).

### **Ersetzen doppelseitiger Lithographie**

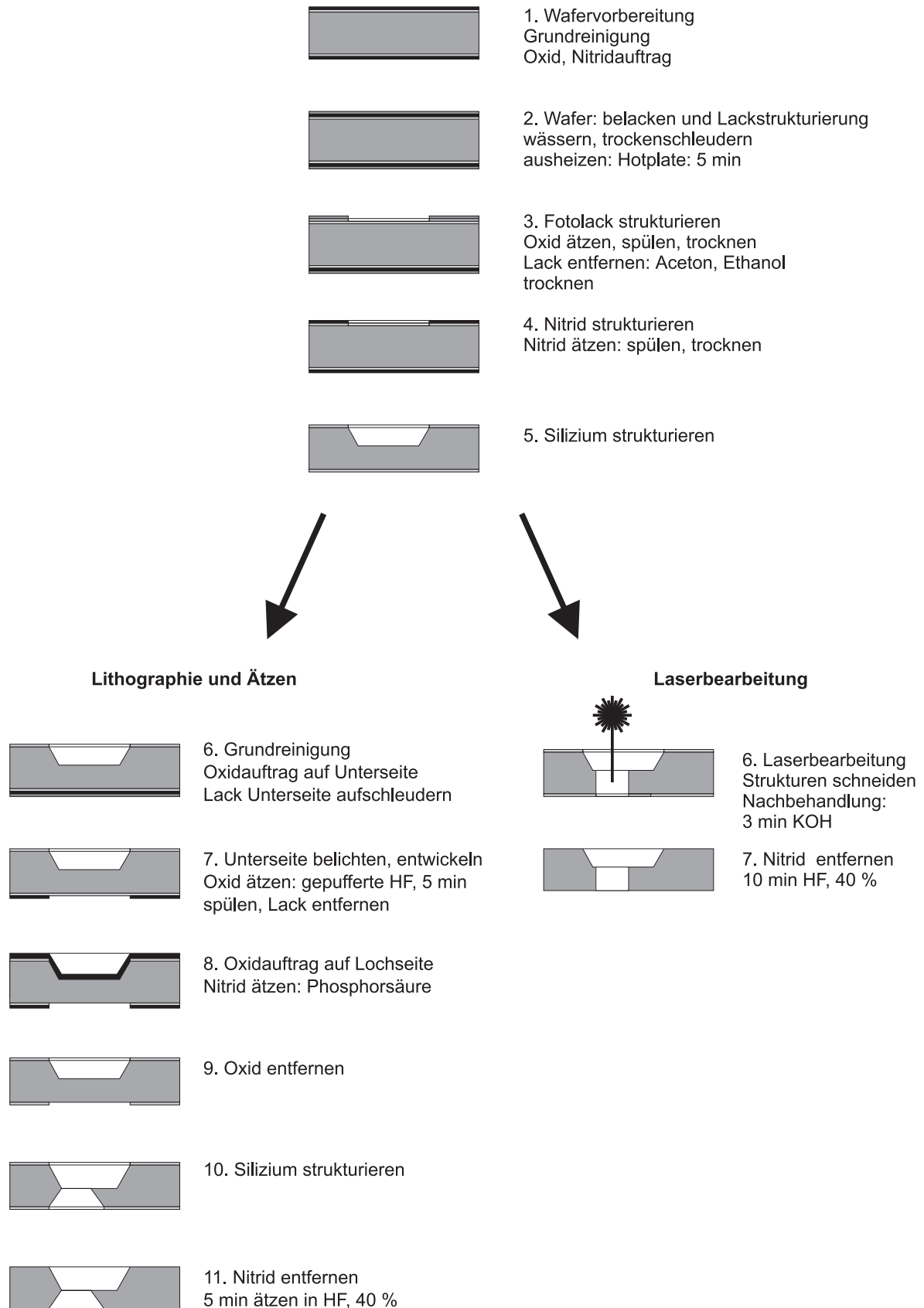
Doppelseitige Siliziumätzverfahren bedeuten einen erheblichen Mehraufwand an Zeit und

Kosten als Prozesse, die sich auf eine Oberfläche des Wafers beschränken. Viele insbesondere komplexere Anwendungen setzen jedoch eine doppelseitige Strukturierung voraus. Dies erfordert einen doppelseitig polierten Wafer, Rückseitenbelackung, Rückseitenmaskierung, einen zusätzlichen Maskensatz sowie aufwendige Justierverfahren. Der dadurch erheblich gesteigerte Aufwand läßt sich oftmals durch einen vergleichsweise extrem schnellen und billigen Laserschneidprozeß ersetzen.

Als Beispiel für die Vereinfachung von Prozeßabläufen durch den Einsatz des Laserschneidens soll die Fertigung eines optofluidischen Meßsystems bestehend aus Druckausgleichskammern, Dosierdrossel, Mixer, Meßzelle und Glasfaseranschluß dienen [Ehl 98]. Dieses mikrotechnische Produkt wurde zunächst vollständig mittels konventioneller Maskentechnik hergestellt. Im Laufe der Entwicklung wurden unterschiedliche Konzepte realisiert, und es waren mehrere Redesigns notwendig. Um Kosten und Entwicklungszeit zu vermindern, wurde das Laserschneiden eingesetzt.

Der Ablauf der Prozesse ist in Abbildung 69 dargestellt. Das Design des Meßsystems erfordert eine zweiseitige Prozessierung. Diese Rückseitenstrukturierung dient dabei ausschließlich der Herstellung von fluidischen Durchführungen. Trotz geringer Anforderungen an Strukturauflösung bedeutet dies einen erheblichen Mehraufwand gegenüber einer einseitigen Prozessierung. Im Falle der Laserbearbeitung kann ein preiswerter einseitig polierter Wafer verwendet werden, während bei der zweiseitig auf konventionelle Weise gefertigten Struktur ein doppelseitig polierter Wafer benötigt wird. In beiden Prozeßabläufen wird zunächst die Oberseite strukturiert, um die für die Anwendung vorgesehenen Fluidkanäle herzustellen. Nach einer Wafergrundreinigung erfolgt ein beidseitiger Nitrid- und Oxidauftrag. Der Photolack wird auf die Oberseite aufgeschleudert und mit der zuvor hergestellten Maske strukturiert. Daraufhin wird das Oxid, die Maske für die Nitridschicht, geätzt und der Photolack entfernt. Nach dem Ätzen der Nitridschicht können die Löcher in KOH in den Siliziumwafer geätzt werden. Im Falle der konventionellen Strukturierung wird nur ein Teil der insgesamt erforderlichen Tiefe geätzt.

Die Rückseitenstrukturierung mittels anisotropen Ätzens gestaltet sich mit einer anderen Maske entsprechend der Behandlung der Oberseite: Nach dem Ätzen der Löcher erfolgen eine Grundreinigung sowie ein einseitiger Oxidauftrag auf die Rückseite. Die Rückseite muß nun für die Belichtung exakt ausgerichtet werden. Fehljustagen der Maskenausrichtung können sich addieren und führen zu unbefriedigenden Prozeßergebnissen. Photolack wird mit einem Haftvermittler aufgeschleudert, belichtet und entwickelt. Das Oxid wird geätzt, der Photolack entfernt und Nitrid geätzt. Wiederum schließt sich ein Ätzschritt in KOH an, in dem die Durchführungen sowie die Löcher der Oberseite bis zum Durchbruch geätzt werden.

Abbildung 69: *Prozeßablauf Fluidsystem*



Stellt man die Durchführungen mit Laserstrahlung her, so erübrigt sich die Entwicklung und Herstellung einer zweiten Maske. Stattdessen wird ein CNC-Programm für die Steuerung der Bearbeitungsanlage erstellt. Die Geometrie für die Schnitte läßt sich sehr einfach und schnell mit einem CAD-Programm direkt in die Datei der Maskenvorlage der Oberseite zeichnen und mit dem am IMT entwickelten Konverter DXF2YAG in Maschinensprache übersetzen. Fokuslage, Vorschub, eine Strahldurchmesserkorrektur und andere Anlagenparameter lassen sich durch Objekteigenschaften bzw. in einer Initialisierungsdatei bestimmen. Die Probe wird in der Laseranlage ausgerichtet und die Löcher werden geschnitten. Abschließend werden restliche Schmelze und Ablagerungen in einem 5-minütigen KOH-Ätzvorgang sowie Oxid- und Nitridschichten in Flußsäure entfernt. Man kann davon ausgehen, daß für den gesamten Ablauf vom Zeichnen der Geometrie über Laserschneiden bis zum Reinigen der Proben nur wenige Stunden notwendig sind. Dem stehen mehrere Tage Entwicklungs- und Prozeßzeit bei der Verwendung ausschließlich lithographischer Verfahren gegenüber.

Abbildung 70 zeigt links die Gestaltung einer Glasfaser-Chip-Kopplung und rechts eine mikrofluidische Durchführung eines Mikromischers [Ehl 98].

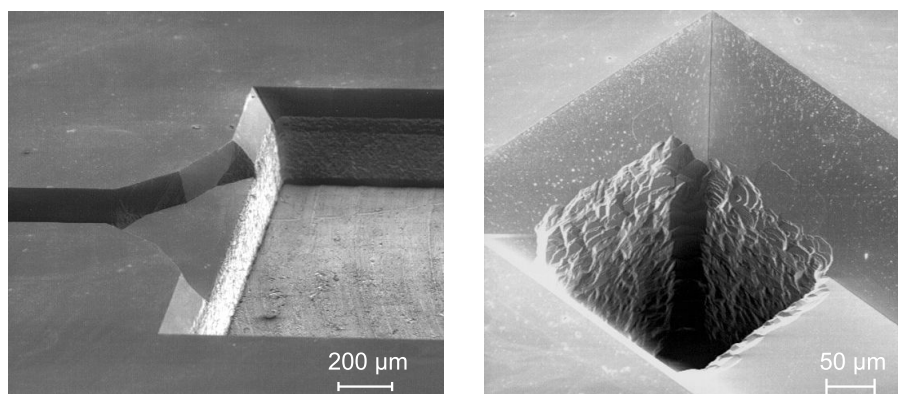


Abbildung 70: Anwendungen zur Einsparung doppelseitiger Lithographie

Auf dem rechten Bild sieht man das Prozeßergebnis einer Probe, die nicht korrekt justiert wurde. Aus diesem Bild wird ersichtlich, daß zum Schneiden mit Laserstrahlung eine senkrecht zum Strahl stehende Oberfläche nicht erforderlich ist. Durch eine Fehljustage des Wafers wurde in die um  $54,74^\circ$  geneigte (111)-Ebene des Siliziumkristalls geschnitten. Dies läßt sich auch zur Durchführung schräger Schnitte in Silizium nutzen.

### Rückseitenstrukturierung von Substraten

Eine Strukturierung der Rückseite mikromechanischer Komponenten würde neben technologischen Vorteilen eine Erhöhung der Integrationsdichte ermöglichen. Die konventionelle Maskentechnik erlaubt die Belichtung im Kontakt-, Proximity- oder Projektionsverfahren.

Eine Rückseitenbelichtung von Siliziummembranen im Kontakt- oder Proximityverfahren ist nicht durchführbar. Der Proximityabstand darf nicht, wie es bei der Rückseitenstrukturierung von Membranen notwendig wäre, die ganze Waferdicke betragen, sondern nur wenige  $10\text{ }\mu\text{m}$  und reduziert unweigerlich die erreichbare Auflösung. Der Gegenkontakt des Mikroschalters wurde auf diese Weise strukturiert (siehe Abbildung 65), die Absenkung der Gräben beträgt allerdings nur wenige Mikrometer. Die Rückseitenstrukturierung unter Verwendung des Projektionsverfahrens erscheint möglich, scheitert aber am nicht erreichbaren gleichförmigen Resistauftrag.

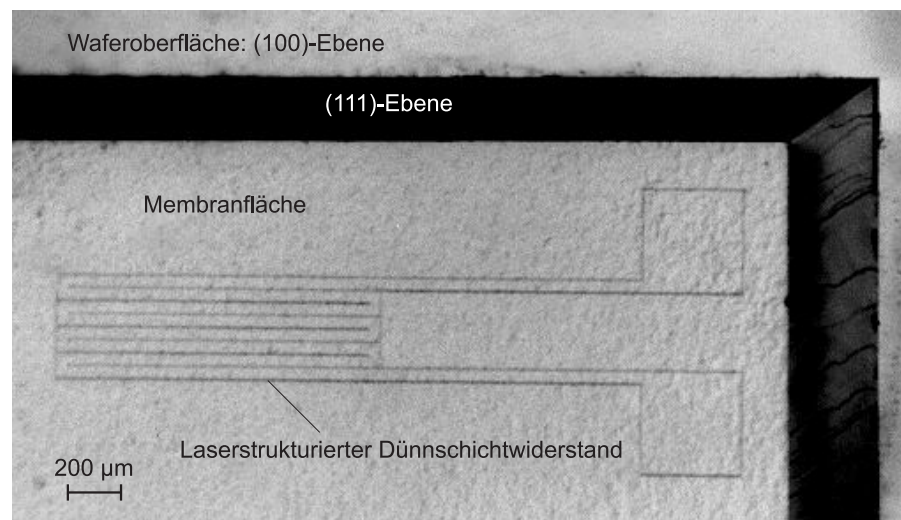


Abbildung 71: *Dünnschichtwiderstand auf einer Membranrückseite*

Eine recht aufwendige Methode wurde von Brugger et al. [Bru 98] vorgestellt. Dabei werden dreidimensionale Masken aus Silizium hergestellt, die das Negativ des zu strukturierenden Substrats darstellen. Von oben geätzte Durchbrüche in dieser Maske liegen dann im üblichen Proximityabstand über dem Substrat. Abgesehen von der Problematik, eine hohe Genauigkeit dieser Maske zu gewährleisten, ist dies ein Verfahren mit äußerst hohem technologischen Aufwand. Die Rückseitenstrukturierung von mikromechanischen Bauteilen mit Laserstrahlung ist dagegen unproblematisch. Bei der Laserbearbeitung spielt es keine Rolle, auf welcher Seite des Wafers prozessiert wird. Viele der vorgestellten mikromechanischen Elemente wurden von der Rückseite strukturiert. Insbesondere läßt sich auch die Dünnschichtbearbeitung auf der Rückseite von Membranen durchführen. Abbildung 71 zeigt einen Widerstand, der auf der Rückseite einer  $20\text{ }\mu\text{m}$  starken Membran strukturiert wurde.

### Rapid Prototyping

Die bisher angeführten Beispiele der Verbindung von Laserbearbeitungsprozessen mit lithographischen Strukturierungsverfahren zeigen im wesentlichen neue Gestaltungsmöglichkei-

ten und Verbesserung des Kosten- und Zeitaufwandes für die Fertigung von Mikrosystemen. Eine schnelle Prototypenfertigung kann durch Kombination der Werkzeuge Laser und Lithographie nicht realisiert werden. Insbesondere am Beispiel des Fluidsystems (Abbildung 70) wird der durch die Lithographie verursachte Zeitaufwand deutlich. Rapid Prototyping erfordert also ein maskenloses Arbeiten während der Prototypenfertigung [Dau 98].

Viele mikromechanische Komponenten setzen die Verwendung von Membranen voraus. Mit schreibender Laserstrahlung ist eine Herstellung von Membranen wegen der schlecht kontrollierbaren Abtragstiefe nicht möglich. Eine Herstellung von Membranen mit lithographischen Verfahren erscheint also unumgänglich. Es bietet sich für die Realisierung des Rapid Prototyping folgende Lösung an: Beschränkt man sich bei der Gestaltung von Membranen auf wenige unterschiedliche Geometrien, so kann man diese standardisiert im Vorfeld herstellen. Auf Basis dieser Standardmembranen lassen sich eine Vielzahl unterschiedlicher Sensoren und Aktoren mit völlig verschiedenen Funktionen entwickeln. Mittels fokussierter Laserstrahlung werden diese Membranen entsprechend den durch die jeweilige Anwendung gestellten Anforderungen gestaltet. Die erforderlichen Schichten zur Bereitstellung des geforderten Sensor- oder Aktoreffektes werden aufgebracht und mittels Laserstrahlung strukturiert. Im Rahmen dieser Arbeit wurde die direkte Ablation dünner Goldschichten mit Nd:YAG-Laserstrahlung ohne den Zusatz reaktiver Medien entwickelt. Die direkt schreibende Strukturierung anderer Metallschichten, beispielsweise NiTi-Schichten zur Bereitstellung des Formgedächtniseffektes, erscheint vor dem Hintergrund des durchgeführten Schneidens von Ni-Ti-Folien (siehe Kapitel 7.5 auf Seite 96) aber ebenfalls denkbar. Alle vorgestellten Beispiele aus dem Kapitel *Anwendungen* wurden mit der vorgeschlagenen Methode des Rapid Prototyping aus standardisierten Membranen gefertigt. Es kam für den Beschleunigungssensor und den Kraftsensor einerseits und für den Mikrospiegel, sowie den Aktorikteil des Mikroschalters jeweils nur eine einzelne gemeinsame Maske zur naßchemischen Strukturierung der Siliziummembran zum Einsatz.

Faßt man den Ablauf zur schnellen Prototypenfertigung zusammen, so ergibt sich die in Abbildung 72 dargestellte Prozeßfolge. Die Herstellung eines Prototyps beginnt mit der Konzeption und dem Entwurf des Mikrosystems. Dies schließt auch die Auswahl der Ausgangsstruktur mit ein. Soweit möglich werden, basierend auf bereits vorhandenen Modellen, Simulationen, beispielsweise zum mechanischen Verhalten der Struktur oder zum Aktorikapparat, durchgeführt. Die Ergebnisse sind mitbestimmend für die geometrische Gestalt, die in einer CAD-Zeichnung festgelegt wird. Dabei werden die Strukturierungsschritte, die eine manuelle Einstellung der Parameter erfordern - das ist insbesondere die Wellenlänge und die Pulsfrequenz - in separaten Layern abgelegt. So erhält man z. B. einen Layer, der das Ritzen des Wafers beinhaltet, einen anderen für das Schneiden der Siliziummembran und einen

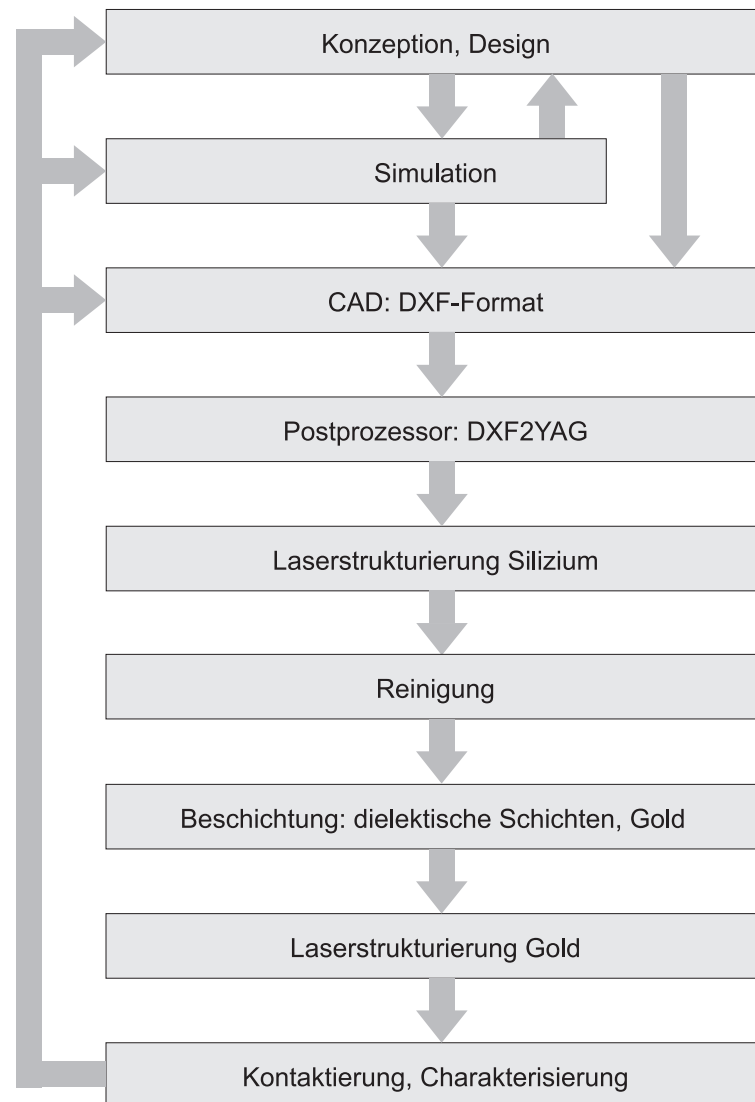


Abbildung 72: *Rapid Prototyping von Mikrosystemen*

weiteren für die Strukturierung der Goldschicht. Parametrisierbare Größen wie Vorschub, Fokusslage und Strahlradiuskorrektur werden als Objekteigenschaften zugewiesen oder in einer Initialisierungsdatei festgelegt. Die Zeichnungsdateien werden im DXF-Format ausgegeben. Es folgt die Konvertierung in Maschinensprache mit dem Postprozessor DXF2YAG. Die Probe kann nun in der Anlage ausgerichtet und bearbeitet werden. Nachfolgend werden Schmelze, Ablagerungen und Schutzschichten in Kaliumhydroxid und Flußsäure entfernt. Damit ist die Siliziumstruktur fertiggestellt. Sollen darüber hinaus Funktionen mit Goldschichten realisiert werden, so werden Isolationsschichten aufgebracht und Gold aufgesputtert. Die Golddünnschicht wird mit Laserstrahlung strukturiert, und der gefertigte Sensor oder Aktor kann kontaktiert und charakterisiert werden. Die Ergebnisse der Charakterisierung fließen für ein Redesign in die Bereiche Konzeption, Simulation und Zeich-

nungserstellung ein. Durch wiederholtes Durchlaufen der beschriebenen Schleife erhält man ein optimiertes Design. Außerdem läßt sich in kurzer Zeit die Wissensbasis für bestimmte Probleme deutlich erweitern.

### **Fazit**

An Hand der angeführten Einsatzbeispiele fokussierter Nd:YAG-Laserstrahlung wird das breite Spektrum deutlich, im dem der Laser erheblich zu einer Erweiterung der technologischen Möglichkeiten und zur wirtschaftlichen Konkurrenzfähigkeit der Mikrotechnik beitragen kann. Von der recht trivialen aber wirkungsvollen Vereinzelung von Mikrokomponenten über das Schneiden von Silizium und Strukturieren von Goldschichten bis zur Fertigung kompletter Sensoren und Aktoren, unterstützt durch herkömmliche Naßätzverfahren, ist man mit Hilfe fokussierter Nd:YAG-Laserstrahlung in der Lage, viele derzeit bestehende technologische Probleme der Mikrotechnik zu lösen. Durch den Ersatz aufwendiger lithographischer Verfahren durch direktes, maskenloses Schreiben lassen sich Mikrosysteme auch bei der Fertigung kleinerer Stückzahlen ökonomisch realisieren.



## A Nd:YAG-Mikrobearbeitungsanlage

- Resonator
  - Nd:YAG-Laser, CW-gepumpt, mit zuschaltbarer Intracavity-Frequenzverdopplung
  - TEM<sub>00</sub> Oszillator
  - akustooptischer Güteschalter
  - mittlere Leistung 4 W (1064 nm), 1 W (532 nm)
  - variable Pulsrate, 1...10 kHz
  - Pulsdauer ca. 100...200 ns, CW
  - Divergenz < 3 mrad
- Strahlführungs- und -formungsoptik für 1064 nm und 532 nm:
  - Strahlaufweitungsteleskop 6-fach
  - dielektrisch hartverspiegelte Laserspiegel zur Strahlführung mit  $R > 99,5$  bei 532 nm und 1064 nm
  - Objektivrevolver für 3 Objektive
  - Bearbeitungsobjektive mit einer Brennweite von 68 mm für 1064 nm und 34 mm für 532 nm
  - Shutter mit 0,5 ms Verschußzeit, Repetitionsrate bis 1 kHz, 2 mm Apertur, Schnittstelle für PC-Steuerung
- 3-Achsentisch
  - Verfahrweg in x- und y-Richtung: 100 mm, Auflösung 1  $\mu\text{m}$
  - Verfahrgeschwindigkeit 1  $\mu\text{m/s}$  bis 100 mm/s
  - Verfahrweg in Strahlrichtung: 3 mm, Auflösung 0,1  $\mu\text{m}$
  - Programmierbar über Maschinencode
- Probenkammer zum Bearbeiten von Wafern unter inerten oder fluorierten Gasatmosphären oder im Vakuum

- Strahl- und Prozeßdiagnostik
  - online-Prozeßbeobachtung über S/W-Videokamera
  - Bestimmung der mittleren Leistung mit einem Thermopile-Meßkopf
  - Bestimmung des Pulsleistungsverlaufs
  - Auflösung der transversalen Strahlintensität der aufgeweiteten Strahls und im Fokus
  - Angabe von Leistungsdichte, Energiedichte, Fokusbereich, Schärfentiefe
- Gasversorgung
  - Sicherheitsgasversorgungsschrank
  - Zweistufige Reduzierstation
  - Gasentnahmestelle
  - Eignung für inerte und fluorierte Gase
  - Drehschiebervakuumpumpe für Evakuierung bis ca.  $10^{-4}$  mbar



## B Pulsspitzenleistung bei 532 nm und 1064 nm

Tabelliert sind die Pulsspitzenleistungen  $P_{\text{Puls}}$  bei 532 nm und 1064 nm in Abhängigkeit der Pulsfrequenz  $f_Q$  des Güteschalters bezogen auf die jeweilige maximale Pulsspitzenleistung.

	<b>532 nm</b>	<b>1064 nm</b>
$f_Q$ [kHz]	$P_{\text{Puls}}/P_{\text{Puls,max}}$	$P_{\text{Puls}}/P_{\text{Puls,max}}$
1	1	1
2	0,959	0,871
3	0,825	0,693
4	0,309	0,609
5	0,268	0,525
6	0,206	0,497
7	0,227	0,520
8	0,211	0,483
9	0,165	0,444
10	0,167	0,427

Tabelle 5: *Relative Pulsspitzenleistung*

## C Strahleindringtiefen in Silizium

Tabelliert sind die minimalen und maximalen Eindringtiefen in einen 450  $\mu\text{m}$  starken Siliziumwafer in Abhängigkeit der Pulsfrequenz des Güteschalters  $f_Q$ , der Scanzahl MS und des Werkstückvorschubs.

### Minimale Eindringtiefen [ $\mu\text{m}$ ]

		Vorschub [mm/s]									
f [kHz]	MS	0,12	0,21	0,38	0,69	1,24	2,23	4,01	7,21	12,98	23,37
1	1	450	450	450	450	350	200	100	50	25	
2	1	450	450	450	450	450	330	200	150	100	20
3	1	450	450	450	450	450	360	250	175	90	50
4	1	450	450	450	450	450	350	300	200	125	100
1	2	450	450	450	450	450	250	175	100	75	25
2	2	450	450	450	450	450	450	250	180	100	50
3	2	450	450	450	450	450	450	300	240	160	140
4	2	450	450	450	450	450	450	350	250	200	150
1	4	450	450	450	450	450	350	200	150	75	30
2	4	450	450	450	450	450	450	320	235	125	100
3	4	450	450	450	450	450	450	350	250	160	130
4	4	450	450	450	450	450	450	350	300	200	150

### Maximale Eindringtiefen [ $\mu\text{m}$ ]

		Vorschub [mm/s]									
f [kHz]	MS	0,12	0,21	0,38	0,69	1,24	2,23	4,01	7,21	12,98	23,37
1	1	450	450	450	450	450	320	150	80	25	
2	1	450	450	450	450	450	450	350	200	120	25
3	1	450	450	450	450	450	450	400	250	110	75
4	1	450	450	450	450	450	450	410	300	175	110
1	2	450	450	450	450	450	370	300	125	100	30
2	2	450	450	450	450	450	450	420	250	140	60
3	2	450	450	450	450	450	450	450	340	280	150
4	2	450	450	450	450	450	450	420	400	250	200
1	4	450	450	450	450	450	450	400	200	150	70
2	4	450	450	450	450	450	450	450	350	225	100
3	4	450	450	450	450	450	450	450	400	250	150
4	4	450	450	450	450	450	450	450	400	300	225

Tabelle 6: Abtragstiefen in Silizium bei  $\lambda = 1064 \text{ nm}$  und  $P_m = 2 \text{ W}$  bei  $f_Q = 2 \text{ kHz}$

Minimale Eindringtiefen [ $\mu\text{m}$ ]

		Vorschub [mm/s]									
f [kHz]	MS	0,12	0,21	0,38	0,69	1,24	2,23	4,01	7,21	12,98	23,37
1	1	100	100	90	75	65	60	45	40	38	
2	1	100	90	80	70	70	70	50	45	45	
3	1	75	75	70	85	70	60	50	40	35	
4	1	75	65	65	65	65	55	50	40	30	30
1	2	120	100	90	90	90	60	50	40	25	0
2	2	90	90	90	100	60	60	60	50	35	25
3	2	50	50	30	35	35	35	25	25	20	
4	2	30	20	20	20	20	20	15	15	15	
1	4	120	120	100	90	80	80	70	60	10	0
2	4	110	110	100	100	80	70	70	60	50	25
3	4	110	100	90	90	80	70	60	60	55	40
4	4	100	90	80	80	80	70	60	60	40	30
1	8	140	145	150	125	120	105	100	80	20	10
2	8	150	140	145	140	130	110	100	85	70	10
3	8	110	100	110	100	100	90	80	80	40	40
4	8	90	90	90	90	90	80	70	70	60	50

Maximale Eindringtiefen [ $\mu\text{m}$ ]

		Vorschub [mm/s]									
f [kHz]	MS	0,12	0,21	0,38	0,69	1,24	2,23	4,01	7,21	12,98	23,37
1	1	150	150	130	90	75	70	50	43	40	
2	1	150	140	135	130	80	80	65	55	55	
3	1	100	100	85	90	85	70	60	45	40	
4	1	110	75	75	75	70	65	60	45	35	31
1	2	140	140	120	130	120	90	80	60	40	20
2	2	140	140	110	120	100	110	90	70	60	45
3	2	140	100	64	75	55	50	45	30	25	20
4	2	60	42	40	40	36	40	30	20	15	
1	4	180	180	130	130	120	110	110	100	80	100
2	4	140	140	140	130	110	110	110	110	100	100
3	4	140	120	110	110	110	110	100	110	95	100
4	4	120	120	110	110	100	90	90	90	90	90
1	8	160	160	150	135	125	115	115	120	100	100
2	8	170	160	155	150	140	130	120	105	105	100
3	8	150	130	130	130	120	110	100	100	90	90
4	8	120	110	110	110	100	100	100	90	80	80

Tabelle 7: Abtragstiefen in Silizium bei  $\lambda = 532 \text{ nm}$  und  $P_m = 0,5 \text{ W}$  bei  $f_Q = 2 \text{ kHz}$

## D Bruchgrenze von Silizium

Tabelliert sind jeweils die maximale Auslenkung bis zum Bruch in  $[\mu\text{m}]$  neben den mit Gleichung 22 berechneten Werten für die Bruchspannungen in  $[\text{N}/\text{mm}^2]$ .

Versuchsreihe	1		2		3		4		5	
Probenstärke $[\mu\text{m}]$	472		470		470		475		475	
Auslenkung/Bruchspannung	2410	246,4	1040	105,9	900	91,6	1740	179,0	1975	203,2
	2200	224,9	1095	111,5	1050	106,9	1920	179,0	1755	180,6
	1100	112,5	955	97,2	610	62,1	1810	197,5	1645	169,2
	2000	204,5	1095	111,5	1090	111,0	1375	186,2	2455	252,6
	1225	125,2	915	93,1	760	77,4	1565	141,5	1205	124,0
	1680	171,8	965	98,2	1050	106,9	2145	161,0	1500	154,3
	2110	215,7	870	88,6	1110	113,0	1410	220,7	1055	108,5
	1740	177,9	845	86,0	1235	125,7	1250	145,1	2505	257,7
	2085	213,2	910	92,6	1080	109,9	1540	128,6	2070	213,0
	1860	190,2	1010	102,8	1055	107,4	1275	158,4	1925	198,1
	2080	212,6	1175	119,6	9500	96,7	1450	131,2	1720	177,0
	2195	224,4	885	90,1	1150	113,5	900	149,2	1460	150,2
	1295	132,4	875	89,1	875	89,1	2075	92,6	2560	163,4
	1635	167,2	895	91,1	1075	109,4	2290	213,5	1580	162,6
	2255	230,5	690	70,2	1020	103,8	2170	223,3	1770	182,1
	2225	227,5	975	99,3	1050	106,9	2015	207,3	1075	110,6
Mittelwert		192,3		96,7		102,0		173,2		181,7
Standardabweichung		33,6		9,1		11,6		34,7		37,3

Tabelle 8: *Festigkeitswerte von Silizium*

### Versuchsreihen:

1. Schneiden mit Wafersäge
2. Laserschneiden  $\lambda = 1064 \text{ nm}$ ,  $P_m = 1,9 \text{ W}$ ,  $f_Q = 2 \text{ kHz}$ ,  $v = 0,82 \text{ mm/s}$
3. Laserschneiden und 90 s ätzen in HF 40%
4. Laserschneiden, 90 s ätzen in HF 40% und 10 min ätzen in KOH 30%,  $70^\circ\text{C}$
5. Laserschneiden ( $v = 0,23 \text{ mm/s}$ ), 90 s ätzen in HF 40% und 10 min ätzen in KOH 30%,  $70^\circ\text{C}$

# Abbildungsverzeichnis

1	<i>Aufbau der Laserbearbeitungsanlage . . . . .</i>	10
2	<i>Resonator, eingerichtet für 1064 nm . . . . .</i>	10
3	<i>Resonator, eingerichtet für 532 nm . . . . .</i>	11
4	<i>Puls-Zeitverlauf eines gütegeschalteten Lasers [Köc 96] . . . . .</i>	13
5	<i>Eingangs- und Ausgangsgrößen für die Laserstrukturierung . . . . .</i>	15
6	<i>Charakterisierung eines gütegeschalteten, CW-gepumpten Nd:YAG-Lasers . . . . .</i>	17
7	<i>Mittlere Strahlungsleistung bei 1064 nm und 532 nm . . . . .</i>	18
8	<i>Mittlere Leistung bei 532 nm unter Einsatz verschiedener Dichtefilter . . . . .</i>	19
9	<i>Leistungsminderung durch Lampenalterung . . . . .</i>	19
10	<i>Strahlcharakterisierungssystem der Laseranlage . . . . .</i>	20
11	<i>Eigenschaften Gaußscher Strahlen [Lan 94] . . . . .</i>	22
12	<i>Abbildungsverhältnis bei der Intensitätsmessung . . . . .</i>	23
13	<i>Menüsteuerung des Intensitätsmeßsystems . . . . .</i>	25
14	<i>Darstellung des aufgeweiteten Laserstrahl mit Meßsystem PIC . . . . .</i>	26
15	<i>Einzelpuls in Silizium, Wellenlänge: 532 nm . . . . .</i>	27
16	<i>Bestimmung des Abbildungsverhältnisses mittels Glasmaßstab . . . . .</i>	28
17	<i>Intensitätsverteilung 532 nm im Bereich der fokalen Ebene . . . . .</i>	28
18	<i>PIC-Meßsystem eingerichtet zur Pulscharakterisierung . . . . .</i>	29
19	<i>Pulsmeßsystem: Geometrie . . . . .</i>	31
20	<i>Blockschaltbild Pulsmeßsystem . . . . .</i>	32
21	<i>Pulsverlauf für 1 kHz und 10 kHz Pulsfrequenz bei <math>\lambda = 532</math> nm . . . . .</i>	33
22	<i>Normierte Pulsspitzenleistung bei <math>\lambda = 532</math> nm und <math>\lambda = 1064</math> nm . . . . .</i>	34
23	<i>Absorptionskoeffizient von Silizium in Abhängigkeit der Temperatur [Lan 82] . . . . .</i>	37
24	<i>Eindringtiefe von Einzelpulsen in Abhängigkeit der Fokusslage . . . . .</i>	38
25	<i>Schnittfugengeometrie bei 532 nm in Abhängigkeit der Fokusslage . . . . .</i>	40
26	<i>Schnittfugengeometrie bei 1064 nm in Abhängigkeit der Fokusslage . . . . .</i>	41
27	<i>Einfluß der Fokusslage auf Fugengeometrie . . . . .</i>	42

28	<i>Eindringtiefen in Silizium bei <math>\lambda = 1064</math> nm . . . . .</i>	44
29	<i>Eindringtiefen in Silizium bei Mehrfachscan . . . . .</i>	45
30	<i>Ablagerungen nach Siliziumschnitten mit unterschiedlichem Vorschub . . . . .</i>	46
31	<i>Ablagerungen beim Laserritzen von Silizium bei <math>\lambda = 532</math> nm . . . . .</i>	48
32	<i>WDX-Analyse der Waferoberfläche einer lasergeschnittenen Probe . . . . .</i>	49
33	<i>Ablagerungen: <math>\text{SiO}_2</math> – Konzentration . . . . .</i>	50
34	<i>Ablagerungen nach Ultraschallreinigung . . . . .</i>	51
35	<i>Ablagerungen bei <math>\lambda = 1064</math> nm nach HF-Ätzbad . . . . .</i>	52
36	<i>Schnittfuge bei <math>\lambda = 1064</math> nm nach 40% HF-Ätzbad . . . . .</i>	53
37	<i>Ablagerungen bei <math>\lambda = 532</math> nm nach 40% HF-Ätzbad . . . . .</i>	54
38	<i>Schnittfuge nach HF- und isotropem Siliziumätzen . . . . .</i>	55
39	<i>Ablagerungen nach 5 min 70°C 30% KOH-Ätzbad . . . . .</i>	56
40	<i>Ablagerungen nach 10 min 70°C 30% KOH-Ätzbad . . . . .</i>	57
41	<i>Schichten zur Ablagerungsprophylaxe . . . . .</i>	60
42	<i>Lage des Lasereinstichpunktes beim Schneiden von Quadraten . . . . .</i>	62
43	<i>Siliziumstrukturierung im Vakuum . . . . .</i>	63
44	<i>Im Vakuum bzw. in Luft bearbeiteter Wafer nach HF- und KOH-Ätzen . . . . .</i>	64
45	<i>Laserstrukturierung mit <math>\lambda = 532</math> nm in Stickstoffatmosphäre . . . . .</i>	65
46	<i>Laserstrukturierung mit <math>\lambda = 532</math> nm in Argonatmosphäre . . . . .</i>	67
47	<i>Mit 532 nm in inerten Atmosphären geschnittener Siliziumwafer . . . . .</i>	68
48	<i>Laserstrukturierung mit <math>\lambda = 532</math> nm in Heliumatmosphäre . . . . .</i>	69
49	<i>Laserstrukturierung mit <math>\lambda = 532</math> nm in Sauerstoffatmosphäre . . . . .</i>	70
50	<i>Laserstrukturierung in Sauerstoffatmosphäre nach Reinigung in HF und KOH . . . . .</i>	71
51	<i>Prüfstand Bruchspannung . . . . .</i>	73
52	<i>Bruchspannungen gesägter und lasergeschnittener Siliziumwafer . . . . .</i>	74
53	<i>Bruchflächen von Siliziumproben ohne (links) bzw. mit (rechts) Nachbehandlung in HF und KOH . . . . .</i>	76
54	<i>Absorptionsgrad als Funktion der Wellenlänge bei Metallen [Bim 91] . . . . .</i>	81
55	<i>Ablatieren dünner Goldschichten von Silizium mit unterschiedlicher Fluenz . . . . .</i>	84

56	<i>Ablatieren von Gold bei Lage der Strahltaile 50 <math>\mu\text{m}</math> oberhalb des Wafers . .</i>	85
57	<i>Gold-Dünnschichtwiderstand auf Silizium . . . . .</i>	86
58	<i>Beschleunigungssensor . . . . .</i>	87
59	<i>Technologieablauf Beschleunigungssensor . . . . .</i>	88
60	<i>Beschleunigungssensor: Siliziumstruktur nach Laserschneiden und Reinigung</i>	89
61	<i>Mechanische Plattform des 3-D Kraftsensors . . . . .</i>	90
62	<i>Kraftsensor . . . . .</i>	91
63	<i>Laserstrukturierter Mikrospiegel . . . . .</i>	92
64	<i>Technologieablauf Mikroschalter . . . . .</i>	94
65	<i>Technologiestudie eines Mikroschalters . . . . .</i>	96
66	<i>Geschnittene Nickel-Titanfolie . . . . .</i>	97
67	<i>NiTi-Folie nach Entfernung von Ablagerungen und Grat . . . . .</i>	97
68	<i>Durch Laserritzen vereinzelte Mikroelemente . . . . .</i>	101
69	<i>Prozeßablauf Fluidsystem . . . . .</i>	104
70	<i>Anwendungen zur Einsparung doppelseitiger Lithographie . . . . .</i>	105
71	<i>Dünnschichtwiderstand auf einer Membranrückseite . . . . .</i>	106
72	<i>Rapid Prototyping von Mikrosystemen . . . . .</i>	108

## Tabellenverzeichnis

1	<i>Einflußnahme auf Strahlgrößen . . . . .</i>	16
2	<i>Thermische Eigenschaften verschiedener Werkstoffe [Lid 96] . . . . .</i>	58
3	<i>Physikalische Daten der verwendeten Gase [Lid 96] . . . . .</i>	65
4	<i>Optische Eigenschaften von Gold [Lid 96] . . . . .</i>	82
5	<i>Relative Pulsspitzenleistung . . . . .</i>	113
6	<i>Abtragstiefen in Silizium bei <math>\lambda = 1064 \text{ nm}</math> und <math>P_m = 2 \text{ W}</math> bei <math>f_Q = 2 \text{ kHz}</math> . .</i>	114
7	<i>Abtragstiefen in Silizium bei <math>\lambda = 532 \text{ nm}</math> und <math>P_m = 0,5 \text{ W}</math> bei <math>f_Q = 2 \text{ kHz}</math> .</i>	115
8	<i>Festigkeitswerte von Silizium . . . . .</i>	116

## Verwendete Formelzeichen

A	Fläche
	Absorptionsgrad
a	geometrische Strecke
b	geometrische Strecke
c	Lichtgeschwindigkeit
E	Energie
	E-Modul
	elektromagnetischer Feldvektor
$E_P$	Pulsenergie
F	Kraft
	Fluenz
f	Frequenz
	Brennweite
$f_g$	Grenzfrequenz
$f_Q$	Pulsfrequenz des Lasers bzw. Güteschalters
h	Höhe
	Planck'sches Wirkungsquantum
I	Intensität
k	Absorptionsindex
$L_{th}$	thermische Diffusionslänge
l	geometrische Strecke
$M_b$	Biegemoment
m	geometrische Strecke
N	Laufvariable
n	Besetzungsinversion
	geometrische Strecke
	Brechzahl
$n_f$	Anfangswert von n
$n_{Sp}$	Spiegeldrehrate
$n_\infty$	asymptotischer Endwert von n
P	Leistung
	Polarisation
$P_m$	mittlere Strahlungsleistung
$P_{Puls}$	Pulsleistung
$p_1$	Proportionalitätsfaktor



$s$	geometrische Strecke
$R_z$	Radius der Wellenfront
$T$	Temperatur
$T_s$	Schmelztemperatur
$t$	Zeit
$U$	el. Spannung
$v$	Vorschub
$W_b$	Widerstandsmoment
$W_g$	Energie des Bandabstands
$W_{Ph}$	Photonenenergie
$w$	Strahlradius
	Balkenbiegung
$w_0$	Radius der Strahltaile
$X$	Zeilenzahl
$Y$	Spaltenzahl
$z$	Koordinate in Strahlrichtung
$z_{foc}$	Fokuslage
$z_R$	Rayleighlänge
$\alpha$	Absorptionskoeffizient
	Wärmeleitfähigkeit
$\beta$	Abbildungsverhältnis
$\varepsilon_0$	Dielektrizitätskonstante
$\Theta$	Strahldivergenz
$\kappa$	Diffusionskoeffizient
$\lambda$	Wellenlänge
$\sigma_{b,max}$	maximale Biegespannung
$\Phi$	Winkel
	Strahlungsfluß
$\varphi$	Winkel
$\chi$	magnetische Suszeptibilität
$\omega$	Winkelgeschwindigkeit

**Anmerkung:** Bei der Vergabe der Formelzeichen wurden weitgehend international übliche Konventionen beibehalten. Für einzelne Zeichen ergeben sich daher Mehrfachdefinitionen, deren jeweilige Gültigkeit aber aus dem Textzusammenhang zweifelsfrei zu erkennen sind.



## Literatur

- [Ala 92] ALAVI, M., BÜTTGENBACH, S., SCHUMACHER, A., WAGNER, H.-J.: *Fabrication of Microchannels by Laser Machining and Anisotropic Etching of Silicon*. Sensors and Actuators A 32 (1992) pp. 299-302
- [Ala 93] ALAVI, M., BÜTTGENBACH, S., SCHUMACHER, A., WAGNER, H.-J.: *Monolithic Microbridges in Silicon Using Laser Machining and Anisotropic Etching*. Sensors and Actuators A 37-38 (1993) pp. 661-665
- [Ber 73] GOBRECH, H. (Hrsg): *Bergmann-Schäfer: Lehrbuch der Experimentalphysik, Band 3: Optik*. Walter de Gruyter, Berlin 1973
- [Bim 91] BIMBERG, D.: *Materialbearbeitung mit Lasern*. Expert Verlag, Böblingen 1991
- [Blu 95] BLUDAU, W.: *Halbleiter-Optoelektronik*. Hanser Verlag, München 1995
- [Bru 98] BRUGGER, J., ANDREOLI, C., DESPONT, M., DRECHSLER, U., ROTHUIZEN, H.: *Self-Aligned 3D Shadow Mask Technique for Patterning Deeply Recessed Surfaces of MEMS Devices*. Proc. Int. Conf. Eurosensors XII, Southampton, 13.-16.9.1998, Vol. I, pp. 19-22
- [Büt 99] BÜTEFISCH, S., DAUER, S., BÜTTGENBACH, S.: *Silicon Three Axial Tactile Sensor for Investigation of Micromechanical Structures*. Proc. Int. Conf. Sensor 99, Nürnberg
- [Büt 91] BÜTTGENBACH, S.: *Mikromechanik*. Teubner Verlag, Stuttgart, 1991
- [Bun 85] BUNKIN, F. V., LUK'YANCHUK, B. S., SHAFEEV, G. A.: *Si Etching Affected by IR Laser Irradiation*. Applied Physics A37 (1985) pp. 117-119
- [Bus 94] BUSTA, H., MIKA, L., MEDEMA, K., MITCHEL, M.: *Attachment of optoelectronic components to silicon submounts by Nd:YAG laser soldering of indium*. J. Micromech. Microeng. 4 (1994) pp. 110-115
- [Chr 91] CHRYSSOLOURIS, G.: *Laser Machining*. Springer Verlag, Berlin 1991
- [Dic 95] DICKMANN, K., NIESSNER, A.: *Tiefenstrukturierung von Silizium mit Nd:YAG-Q-Switch-Laser*. Proc. Int. Conf. Laser '95, München (1995) pp. 1038-40
- [Don 93] DONGES, A.: *Elementare Quantenoptik*. Hüthig Verlag, Heidelberg, 1993

- [Dau 98] DAUER, S., BÜTTGENBACH, S., EHLERT, A.: *Rapid Prototyping of Micromechanical Devices Using a Q-Switched Nd:YAG Laser with Optional Frequency Doubling*. Proc. Int. Conf. Eurosensors XII, Southampton, 13.-16.9.1998, Vol. I, pp. 7-11
- [Dra 95] DRAKE, J., JERMAN, H., LUTZE, B., STUBER, M.: *An Electrostatically Actuated Micro-Relay*. Proc. Int. Conf. Eurosensors IX, Stockholm, 25.-29.6.1995, pp. 380-383
- [Dub 87] BEITZ, W., KÜTTNER, K.-H.: *Dubbel - Taschenbuch für den Maschinenbau*. Springer Verlag, Berlin, 1987
- [Dul 83] DULEY, W.: *Laser Processing and Analysis of Materials*. Plenum Press, New York, 1983
- [Ede 96] EDERER, I., SCHERDEL, S., SCHURULLUS, W., TILLE, C.: *Manufacturing of Fluid Mechanical Microstructures in Silicon by Nd:YAG Laser Ablation*. Conf. Proc. Micro System Technologies Potsdam (1996) pp. 759-761
- [Ehl 98] EHLERT, A., DAUER, S., BÜTTGENBACH, S.: *Micro-Optical Fluidic Analysis System for Environmental and Quality Control*. Conf. Proc. Micro System Technologies Potsdam (1998) pp. 189-194
- [Erh 93] ERHARD, K., HEINE, A., PROMMERSBERGER, H.: *Laser in der Materialbearbeitung*. Vogel Buchverlag, Würzburg, 1993
- [Fou 94] FOUCHKHARD, H.: *Photonik*. Teubner Verlag, Stuttgart, 1994
- [Haf 98] HAFERKAMP, H., VON ALVERSLEBEN, F., GOEDE, M., THÜRK, O., PASCHKO, S.: *Innovative Processing Techniques of Joining Geometries for Miniaturized Components of Shape Memory Alloys Using Laser Irradiation*. Actuator 98, 6th International Conference on New Actuators (1998) pp. 496-472
- [Hec 89] HECHT, E.: *Optik*. Addison-Wesley, Bonn, 1989
- [Hen 94] HENZEL, M., GÖPEL, W.: *Oberflächenphysik des Festkörpers*. Teubner Verlag, Stuttgart, 1994
- [Heu 89] HEUBERGER, A.: *Mikromechanik*. Springer Verlag, Berlin, 1989
- [Hos 94] HOSAKA, H., KUWANO, H., YANAGISAWA, K.: *Electromagnetic Microrelays: Concepts and Fundamental Characteristics*. Sensors and Actuators A, 40 (1994) pp. 41-47

- [Joh 98] JOHNSON, A. D., KRÄMER, J.: *State-of-the-Art of Shape Memory Actuators* Actuator 98, 6th International Conference on New Actuators (1998) pp. 457-460
- [Kle 90] KLEBER, W.: *Einführung in die Kristallographie*. Verlag Technik, Berlin, 1990
- [Köc 96] KOECHNER, W.: *Solid-State Laser Engineering*. Springer Verlag, Berlin, 1996
- [Koh 96] KOHL, M., QUANDT, E., SCHÜSSLER, A., TRAPP, R.: *Characterization of NiTi Shape Memory Microdevices Produced by Microstructuring of Etched Sheets or Sputter Deposited Films*. 5th International Conference on New Actuators (Actuator '96) Bremen (1996) pp. 317-320
- [Kon 97] KONONENKO, T. V., GARNOV, S. V., KLIMENTOV, S. M., KONOV, V. I., LOUBNIN, E. N., DAUSINGER, F., RAIBER, A., TAUT, C.: *Laser Ablation of Metals and Ceramics in picosecond-nanosecond pulsewidth in the Presence of different ambient Atmospheres*. Applied Surface Science 109/110 (1997) pp. 48-51
- [Lan 82] MADELUNG, O. SCHULZ, M. (Hrsg.): *Landolt-Börnstein, Zahlenwerte und Funktionen aus Naturwissenschaften und Technik*. Landolt-Börnstein New Series III/22a Springer Verlag, Berlin 1982
- [Lan 94] LANGE, W.: *Einführung in die Laserphysik*. Wissenschaftliche Buchgesellschaft, Darmstadt, 1994
- [Lee 99] LEESTER-SCHÄDEL, M., DAUER, S., WOGERSIEN, A., BÜTTGENBACH, S., PASCHKO, S.: *Micromachinig of NiTi Foils Using a Q-SWITCHED Nd:YAG-Laser* First Conference and General Meeting of the Newly Established European Society for Precision Engineering and Nanotechnology (EUSPEN), Bremen, 1999
- [Lid 96] LIDE, D. R. (Hrsg.): *CRC Handbook of Physics and Chemistry*. CRC Press, New York, 1996
- [Lud 98] LUDWIG, A., PFLEGING, W., QUANDT, E.: *Fabrication of a magnetostrictive Membrane-type Micropump by Means of Magnetron Sputtering and Laser Assisted Silicon Micromaching*. 6th International Conference on New Actuators (Actuator '98) Bremen (1998) pp. 376-379
- [Mat 93] MATTHIAS, E., REICHLING, M., SIEGEL, J., KÄDING, O. W., PETZOLD, S., SKURK, H.: *Laser-Ablation and Thermal Diffusities of Metal Films on Glass Substrates*. AIP Conf. Proc. Nr. 288, 1993, pp. 305-19
- [Met 94] METEV, S. M., VEIKO, V. P.: *Laser-assisted Microtechnology*. Springer Verlag, Berlin, 1994

- [Min 93] MINAMI, K., WAKABAYASHI, Y., YOSHIDA, M., WATANABE, K., ESASHI, M.: *Laser-assisted Etching of Silicon for Fabricating Sensors and Actuators*. J. Micro-mech. Microeng. 3 (1993) pp. 81-86
- [Mül 96a] MÜLLENBORN, M., DIRAC, H., PETERSEN, J., BOUWSTRA, S.: *Fast Three-dimensional Laser Micromachining of Silicon for Microsystems*. Sensors and Actuators A 52 (1996) pp. 121-125
- [Mül 96b] MÜLLENBORN, M., HESCHEL, M., LARSEN, U. D., DIRAC, H., BOUWSTRA, S.: *Laser Direct Etching of Silicon on Oxide for Rapid Prototyping*. J. Micro-mech. Microeng. 6 (1996) pp. 49-51
- [Pal 85] PALIK, E.: *Handbook of Optical Constants of Solids*. Academic Press, San Diego, 1985
- [Pet 82] PETERSEN, K.: *Silicon as a Mechanical Material*. Proc. IEEE, 70 (1982) pp. 420-457
- [Per 92] PÉREZ, J., WEINER, B. R.: *The Laser Ablation of Gold Films at the Electrode Surface of a Quartz Crystal Microbalance*. Appl. Surf. Science 62 (1992) pp. 281-85
- [Sch 96] SCHMIDT, U.: *Digitale Videotechnik: Grundlagen, Signalformen, Videoaufnahmen, Wiedergabe, Speicherung, Signalverarbeitung, Gerätetechnik*. Franzis Verlag, Feldkirchen, 1996
- [Sem 88] SEMRAU, H., TÖNSHOFF, H.: *Laser Gas Cutting Using Laval Nozzles*. Laser Materials Processing: Proc. 7th International Congress on Applications of Lasers and Electrooptics (ICALEO '88) Berlin (1988) pp. 157-70
- [Shi86] SHIMODA, K.: *Introduction to Laser Physics*. Springer Verlag, Berlin, 1986
- [Tha 96] THAN, O.: *Dreidimensionale Simulation des naßchemischen Ätzens von Silizium*. Shaker Verlag, Aachen, 1996
- [Tre 89] TREYZ, G. V., SCARMOZZINO, R., BURKE, H. H., OSGOOD, R. M.: *Laser Induced Chlorine Etching of Silicon*. Proc. Mat. Res. Soc. Symp. Vol. 129 (1989) pp. 291-97
- [Wog 99] WOGERSIEN, A., DAUER, S., BÜTTGENBACH, S.: *Fabrication of Thin Film Resistors and Silicon Microstructures Using a Frequency Doubled Nd:YAG-Laser*. Design, Test and Microfabrication of MEMS/MOEMS (DTM'99) Paris 1999

- [Zim 91] ZIMMERMANN, M.: *Laserstrahldiagnostik in der Materialbearbeitung*. VDI-Verlag, Düsseldorf, 1991